

**UNIVERSIDAD CARLOS III DE MADRID  
ESCUELA POLITÉCNICA SUPERIOR**



**DEPARTAMENTO DE CIENCIA E INGENIERÍA DE  
MATERIALES E INGENIERÍA QUÍMICA**

**INGENIERÍA TÉCNICA INDUSTRIAL: MECÁNICA**

**PROYECTO FIN DE CARRERA**

**Estudio de las características mecánicas de aleaciones de Ti  
conformadas mediante pulvimetalurgia.**

**Autor: CARLOS SEMPERE DE UDAETA**

**Tutores: ELENA GORDO ODÉRIZ (UC3M)**

**JOSÉ YGNACIO PASTOR CAÑO (UPM)**

Título: Estudio de las características mecánicas de aleaciones de Ti conformadas mediante pulvimetalurgia.

Autor: Carlos Sempere de Udaeta

Director:

## EL TRIBUNAL

Presidente: \_\_\_\_\_

Vocal: \_\_\_\_\_

Secretario: \_\_\_\_\_

Realizado el acto de defensa y lectura del Proyecto Fin de Carrera el día \_\_\_\_ de \_\_\_\_\_ de 2013 en Leganés, en la Escuela Politécnica Superior de la Universidad Carlos III de Madrid, acuerda otorgarle la CALIFICACIÓN de

VOCAL

SECRETARIO

PRESIDENTE

## ÍNDICE

ÍNDICE .....	1
ÍNDICE DE FIGURAS .....	3
ÍNDICE DE TABLAS .....	6
ÍNDICE DE ECUACIONES .....	6
AGRADECIMIENTOS .....	7
RESUMEN .....	8
ABSTRACT .....	9
OBJETIVO DEL PROYECTO .....	10
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	142
 CAPÍTULO I: ESTADO DEL ARTE (ANTECEDENTES).....	11
1.1 El titanio y sus aleaciones .....	12
1.1.1 Introducción .....	12
1.1.2 Características del titanio .....	14
1.1.3 Aleaciones del titanio .....	18
1.1.4 Aplicaciones del titanio y sus aleaciones .....	27
1.2 Pulvimetalurgia del titanio .....	33
1.2.1 Introducción .....	33
1.2.2 Prealeado y Mezcla Elemental .....	34
1.2.3 Compactación en frío y Sinterización .....	35
1.2.4 Compactación en Caliente .....	36
1.2.5 Ventajas e inconvenientes de la fabricación mediante pulvimetalurgia .....	39
 CAPÍTULO II: PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL PARA LA DETERMINACIÓN DE LAS CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS DE LAS ALEACIONES DE TI.....	40
2.1 Introducción .....	41
2.2 Materiales objeto de estudio .....	41
2.2.1 Fabricación de los materiales .....	41
2.2.2 Preparación de los materiales .....	45
2.3 Estudio de las propiedades mecánicas .....	47
2.3.1 Ensayo de resistencia a flexión .....	47
2.3.2 Ensayo de tenacidad de fractura .....	48
2.4 Metodología de los ensayos .....	49
2.4.1 Ensayos de resistencia a flexión .....	50
2.4.2 Ensayos de tenacidad a fractura .....	52
 CAPÍTULO III: OBTENCIÓN Y ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS.....	57
3.1 Introducción .....	58
3.2 Obtención de los resultados .....	58
3.2.1 Ensayos de resistencia a flexión .....	58
3.2.2 Ensayos de tenacidad de fractura .....	59
3.2.3 Análisis fractográfico .....	60
3.3 Análisis de los resultados por material .....	60
3.3.1 Titanio HDH .....	60
3.3.2 Ti 6Al 4V prealeado (PA) .....	82
3.3.3 Ti 6Al 4V masteraleación (MA) .....	100
3.4 Análisis de los resultados por condiciones de ensayo .....	118
3.4.1 Introducción .....	118
3.4.2 Ensayos de resistencia .....	118
3.4.3 Ensayos de tenacidad de fractura .....	124
3.4.4 Análisis fractográfico .....	129
3.5 Resumen de resultados .....	131
3.5.1 Introducción .....	131
3.5.2 Ensayo de resistencia .....	131
3.5.3 Ensayo de tenacidad de fractura .....	134
 CAPÍTULO IV: CONCLUSIONES Y TRABAJOS FUTUROS.....	136
 CAPÍTULO V: PRESUPUESTO.....	139

## ÍNDICE DE FIGURAS

### CAPÍTULO I:

Figura 1.1: Rangos de variación de los valores de límite elástico específico de distintas familias de aleaciones en función de la temperatura.....	15
Figura 1.2: Estructuras cristalinas del Ti. Izquierda: $\alpha$ Ti (HCP). Derecha: $\beta$ Ti (BCC).....	17
Figura 1.3: Posición del diámetro atómico del Ti con respecto a otros elementos de la tabla periódica....	18
Figura 1.4: Dureza específica frente a temperatura de materiales estructurales comparados con aleaciones de titanio y aluminio.....	19
Figura 1.5: Influencia de aleantes en los diagramas de fase de las aleaciones de titanio..	20
Figura 1.6: Diagrama de fases Ti-Al.....	21
Figura 1.7: Diagrama de fases Ti-V.....	22

### CAPÍTULO II:

Figura 2.1: Proceso de preparación de los polvos de la aleación Ti 6Al 4V MA.....	42
Figura 2.2: Proceso de fabricación de las probetas a ensayar.....	43
Figura 2.3: Micrografía a 500 aumentos del titanio HDH.....	44
Figura 2.4: Micrografía a 1000 aumentos del Ti 6Al 4V PA.....	44
Figura 2.5: Micrografía a 1000 aumentos del Ti 6Al 4V MA.....	45
Figura 2.6: Probeta de tracción de la cual se extrajeron las probetas a para este proyecto.....	45
Figura 2.7: Probeta utilizada para los ensayos de este proyecto (arriba) y mitad de probeta de hueso de perro precursora (abajo) .....	46
Figura 2.8: Esquema de las probetas con sus dimensiones nominales.....	46
Figura 2.9: Esquema de las probetas .....	50
Figura 2.10(a): Máquina de ensayo Instron 3369. Se puede ver el horno acoplado a la máquina de ensayos. Y en la parte superior el LVDT.....	51
Figura 2.10(b): Dispositivo ensayo de flexión en tres puntos. Ensayo de resistencia a flexión.....	51
Figura 2.11: Imágenes de la entalladora utilizada.....	52
Figura 2.12: Dispositivo de limpieza por ultrasonidos .....	54
Figura 2.13: Proyector de perfiles digital NIKON V-12B con 1 $\mu$ m de resolución.....	54
Figura 2.14: Ensayos de tenacidad de fractura con entalla en la parte inferior de la probeta.....	55
Figura 2.15: Determinación de la longitud de fisura .....	55
Figura 2.16: Imagen del microscopio electrónico de barrido.....	56

### CAPÍTULO III:

Figura 3.1: Gráfica tensión-deformación de las tres muestras del Ti HDH a 25 °C. Ensayo de resistencia a flexión.....	61
Figura 3.2: Gráfica tensión-deformación de las tres muestras del Ti HDH a 200 °C. Ensayo de resistencia a flexión.....	61
Figura 3.3: Gráfica tensión-deformación de las tres muestras del Ti HDH a 200 °C. Ensayo de resistencia a flexión.....	62
Figura 3.4: Esquema del apoyo superior en el momento de inicio del ensayo y en el momento de final del ensayo debido al aumento de fuerzas registradas.....	63
Figura 3.5: Gráfica tensión-deformación del Ti HDH a 25, 200 y 400 °C. Ensayos de resistencia a flexión.....	64
Figura 3.6: Gráfica límite elástico-temperatura del Ti HDH a 25, 200 y 400 °C. Ensayo de resistencia a flexión.....	65
Figura 3.7: Gráfica módulo de elasticidad-temperatura del Ti HDH a 25, 200 y 400 °C. Ensayo de resistencia a flexión.....	66



Figura 3.8: Gráfica Fuerza-desplazamiento de las tres muestras del Ti HDH a 25 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.....	67
Figura 3.9: Gráfica Fuerza-desplazamiento de las tres muestras del Ti HDH a 200 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.....	67
Figura 3.10: Gráfica Fuerza-desplazamiento de las tres muestras del Ti HDH a 400 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.....	68
Figura 3.11: Gráfica Fuerza-desplazamiento del Ti HDH a 25, 200 y 400 °C. Ensayo de tenacidad de fractura. ....	69
Figura 3.12: Gráfica KIC-temperatura del Ti HDH a 25, 200 y 400 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.	70
Figura 3.13: Gráfica Energía absorbida-temperatura del Ti HDH a 25, 200 y 400 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.....	71
Figura 3.14 Variación del módulo elástico con la temperatura Ti puro (ASTM grade 4).....	74
Figura 3.15 Efecto del radio de entalla en el valor de KIC.....	75
Figura 3.16: Superficie de fractura a 65 aumentos del Ti HDH a 25 °C.....	75
Figura 3.17: Superficie de fractura a 300 aumentos del Ti HDH a 25 °C.....	76
Figura 3.18: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti HDH a 25 °C.....	76
Figura 3.19: Superficie de fractura a 1000 aumentos del Ti HDH a 25 °C.....	77
Figura 3.20: Superficie de fractura a 200 aumentos del Ti HDH a 200 °C.....	79
Figura 3.21: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti HDH a 200 °C.....	79
Figura 3.22: Superficie de fractura a 65 aumentos del Ti HDH a 400 °C.....	80
Figura 3.23: Superficie de fractura a 300 aumentos del Ti HDH a 400 °C.....	80
Figura 3.24: Superficie de fractura a 800 aumentos del Ti HDH a 400 °C.....	81
Figura 3.25: Superficie de fractura a 1000 aumentos del Ti HDH a 400 °C.....	81
Figura 3.26: Gráfica tensión-deformación de las tres muestras del Ti 6Al 4V PA a 25°C. Ensayo de resistencia a flexión .....	82
Figura 3.27: Gráfica tensión-deformación de las tres muestras del Ti 6Al 4V PA a 200°C. Ensayo de resistencia a flexión .....	83
Figura 3.28: Gráfica tensión-deformación de las tres muestras del Ti 6Al 4V PA a 400°C. Ensayo de resistencia a flexión .....	83
Figura 3.29: Gráfica tensión-deformación del Ti 6Al 4V PA a 25, 200 y 400 °C. Ensayo de resistencia a flexión.....	85
Figura 3.30: Gráfica del Límite elástico-temperatura del Ti 6Al 4V PA a 25, 200 y 400 °C. ....	86
Figura 3.31: Gráfica Módulo de elasticidad-temperatura Ti 6Al 4V PA a 25, 200 y 400 °C. ....	87
Figura 3.32: Gráfica Fuerza-desplazamiento de las tres muestras Ti 6Al 4V PA a 25 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.....	88
Figura 3.33: Gráfica Fuerza-desplazamiento de las tres muestras Ti 6Al 4V PA a 200 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.....	88
Figura 3.34: Gráfica Fuerza-desplazamiento de las tres muestras Ti 6Al 4V PA a 400 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.....	89
Figura 3.35: Gráfica Fuerza-desplazamiento del Ti 6Al 4V PA a 25, 200 y 400 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.....	90
Figura 3.36: Gráfica del KIC-temperatura del Ti 6Al 4V PA a 25, 200 y 400 °C. ....	91
Figura 3.37: Gráfica de la energía-temperatura del Ti 6Al 4V PA a 25, 200 y 400 °C. ....	92
Figura 3.38: Superficie de fractura a 65 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 25 °C. ....	95
Figura 3.39: Superficie de fractura a 1225 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 25 °C. ....	96
Figura 3.40: Superficie de fractura a 65 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 200 °C .....	97
Figura 3.41: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 200 °C .....	98
Figura 3.42: Superficie de fractura a 1000 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 200 °C .....	98
Figura 3.43: Superficie de fractura a 400 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 400 °C .....	99
Figura 3.44: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 400 °C .....	99

Figura 3.45: Gráfica tensión-deformación de las tres muestras del Ti 6Al 4V MA a 25 °C. Ensayos de resistencia a flexión. ....	100
Figura 3.46: Gráfica tensión-deformación de las tres muestras del Ti 6Al 4V MA a 200°C. Ensayos de resistencia a flexión. ....	101
Figura 3.47: Gráfica tensión-deformación de las tres muestras del Ti 6Al 4V MA a 400°C. Ensayos de resistencia a flexión. ....	101
Figura 3.48: Gráfica tensión-deformación del Ti 6Al 4V MA a 25, 200 y 400 °C. Ensayo de resistencia a flexión.....	103
Figura 3.49: Gráfica Tensión máxima-temperatura del Ti 6Al 4V MA a 25, 200 y 400 °C.....	104
Figura 3.50: Gráfica del Límite elástico-temperatura del Ti 6Al 4V MA a 25, 200 y 400 °C.....	104
Figura 3.51: Gráfica Módulo elasticidad-temperatura Ti 6Al 4V MA a 25, 200 y 400 °C.....	105
Figura 3.52: Gráfica Fuerza-desplazamiento de las tres muestras Ti 6Al 4V MA a 25 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.....	106
Figura 3.53: Gráfica Fuerza-desplazamiento de las tres muestras Ti 6Al 4V MA a 200 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.....	106
Figura 3.54: Gráfica Fuerza-desplazamiento de las tres muestras Ti 6Al 4V MA a 400 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.....	107
Figura 3.55: Gráfica Fuerza-desplazamiento del Ti 6Al 4V MA a 25, 200 y 400 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.....	108
Figura 3.56: Gráfica del KIC-temperatura del Ti 6Al 4V MA a 25, 200 y 400 °C.....	109
Figura 3.57: Gráfica energía-temperatura del Ti 6Al 4V MA a 25, 200 y 400 °C.....	110
Figura 3.58: Superficie de fractura a 65 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 25 °C. ....	113
Figura 3.59: Superficie de fractura a 400 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 25 °C. ....	113
Figura 3.60: Superficie de fractura a 2000 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 25 °C. ....	114
Figura 3.61: Superficie de fractura a 200 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 200 °C. ....	115
Figura 3.62: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 200 °C. ....	115
Figura 3.63: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 400 °C. ....	116
Figura 3.64: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 400 °C. ....	116
Figura 3.65: Superficie de fractura a 1000 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 400 °C. ....	117
Figura 3.66: Gráfica tensión-deformación de los tres materiales ensayados a 25 °C. ....	118
Figura 3.67: Gráfica tensión-deformación de los tres materiales ensayados a 200 °C. ....	120
Figura 3.68: Gráfica tensión-deformación de los tres materiales ensayados a 400 °C. ....	122
Figura 3.69: Gráfica fuerza desplazamiento de los tres materiales ensayados a 25 °C.....	124
Figura 3.70: Gráfica fuerza desplazamiento de los tres materiales ensayados a 200 °C.....	125
Figura 3.71: Gráfica fuerza desplazamiento de los tres materiales ensayados a 400 °C.....	127
Figura 3.72: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti HDH a 25 °C.....	129
Figura 3.73: Superficie de fractura a 1200 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 25 °C. ....	129
Figura 3.74: Superficie de fractura a 400 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 25 °C. ....	129
Figura 3.75: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti HDH a 200 °C.....	129
Figura 3.76: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 200 °C. ....	129
Figura 3.77: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 200 °C. ....	129
Figura 3.78: Superficie de fractura a 300 aumentos del Ti HDH a 400 °C.....	129
Figura 3.79: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 400 °C. ....	129
Figura 3.80: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 400 °C. ....	129
Figura 3.81: Gráfica Tensión máxima-temperatura de los 3 materiales a 25, 200 y 400 °C.....	131
Figura 3.82: Gráfica Límite elástico-temperatura de los 3 materiales a 25, 200 y 400 °C. ....	132
Figura 3.83: Gráfica Módulo de elasticidad-temperatura de 3 materiales a 25, 200 y 400 °C .....	133
Figura 3.84: Gráfica K <sub>IC</sub> -temperatura de los 3 materiales a 25, 200 y 400 °C.....	134
Figura 3.85: Gráfica Energía-temperatura de los 3 materiales a 25, 200 y 400 °C.....	135

## ÍNDICE DE TABLAS

### CAPÍTULO I:

Tabla 1.1: Propiedades físicas y mecánicas del Ti elemental.....	16
Tabla 1.2: Agentes estabilizadores de las fases alfa y beta del Ti. ....	23
Tabla 1.3: Propiedades de las aleaciones de titanio $\alpha$ , $\beta$ y $\alpha/\beta$ .....	24
Tabla 1.4: Propiedades de mecánicas de la aleación de titanio Ti-6Al-4V. ....	25
Tabla 1.5: Aplicaciones más comunes del Ti. ....	28

### CAPÍTULO II:

Tabla 2.1: Propiedades de los materiales objeto de estudio facilitados por la UC3M.....	43
---	----

### CAPÍTULO III:

Tabla 3.1: Propiedades obtenidas del Ti pulvimetalúrgico HDH. ....	72
Tabla 3.2: propiedades del Ti puro comercial a temperatura ambiente según su clasificación. ....	72
Tabla 3.3: Resistencia a compresión y a flexión de titanio puro pulvimetalúrgico. ....	73
Tabla 3.4: Propiedades obtenidas del Ti 6Al 4V pulvimetalúrgico prealeado. ....	92
Tabla 3.5: Propiedades de tracción y tenacidad de fractura del Ti 6Al 4V BE compactado procesado bajo diversas condiciones.....	93
Tabla 3.6: Propiedades obtenidas del Ti 6Al 4V pulvimetalúrgico masteraleación. ....	110
Tabla 3.7: Tensión máxima, Límite elástico y Módulo elástico de los materiales ensayados a 25 °C. ....	119
Tabla 3.8: Tensión máxima, Límite elástico y Módulo elástico de los materiales ensayados a 200 °C. ....	121
Tabla 3.9: Tensión máxima, Límite elástico y Módulo elástico de los materiales ensayados a 400 °C. ....	123
Tabla 3.10: Factor de concentración de tensiones ( $K_{IC}$ ) y Energía absorbida en la fractura de los tres materiales ensayados a 25 °C.....	125
Tabla 3.11: Factor de concentración de tensiones y Energía absorbida en la fractura de los tres materiales ensayados a 200 °C.....	126
Tabla 3.12: Factor de concentración de tensiones y Energía absorbida de los tres materiales ensayados a 400 °C.....	128
Tabla 3.13: Resumen de imágenes obtenidas en el análisis fractográfico del Ti HDH, Ti6Al4V PA y Ti6Al4V MA a las tres temperaturas de ensayo RT, 200, 400 °C. ....	129
Tabla 3.14: Tensión máxima de los tres materiales ensayados a 25, 200 y 400 °C.....	131
Tabla 3.15: Límite elástico de los tres materiales ensayados a 25, 200 y 400 °C.....	132
Tabla 3.16: Módulo de elasticidad de los tres materiales ensayados a 25, 200 y 400 °C. ....	133
Tabla 3.17: $K_{IC}$ de los tres materiales ensayados a 25, 200 y 400 °C.....	134
Tabla 3.18: Energía de los tres materiales ensayados a 25, 200 y 400 °C.....	135

### CAPÍTULO V:

Tabla 5.1: Desglose del presupuesto del proyecto.....	140
---	-----

## ÍNDICE DE ECUACIONES

### CAPÍTULO II:

Ecuación [1]: Ecuación de resistencia de materiales para el cálculo de la tensión.....	47
Ecuación [2]: Ecuación de resistencia de materiales para el cálculo de la deformación .....	47
Ecuación [3]: Ecuación para el cálculo del factor de intensidad de tensiones crítico.....	49

## **AGRADECIMIENTOS**

Gracias a mis padres, a mi hermana y a Nathalie por el apoyo que me han dado cada día. Pero sobre todo, agradezco a mi madre la ayuda, el empuje y la paciencia que durante estos años ha demostrado. Este proyecto se lo dedico a ella.

Gracias a Elena Gordo y a José Ygnacio Pastor por su dedicación en este proyecto y su paciencia. Gracias a la gente del Departamento de Materiales de la Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos Canales y Puertos de la UPM por haberme acogido en sus instalaciones como uno más y haberme apoyado en las investigaciones.

Para finalizar gracias a la Carlos III, y a la gran mayoría de su personal, por una formación pública, completa y de calidad. Agradezco haber podido acceder a una educación con estas características y espero que próximas generaciones puedan seguir haciéndolo.

## **RESUMEN**

En este proyecto se han estudiado las características mecánicas de tres materiales: Titanio HDH, Ti 6Al 4V prealeado y Ti 6Al 4V máster aleación.

Los materiales han sido fabricados en el Departamento de Ciencia e Ingeniería de Materiales de la Universidad Carlos III de Madrid, y han sido conformados mediante pulvimetalurgia. Los tres materiales han tenido el mismo proceso de fabricación, compactación mediante compresión uniaxial y sinterización en vacío a 1250 °C durante 2 horas.

La caracterización mecánica se ha realizado en el Departamento de Ciencia de Materiales de la Universidad Politécnica de Madrid. Para la determinación de las características mecánicas se han realizado ensayos a distintas temperaturas (25, 200 y 400 °C) de flexión en tres puntos con y sin entalla, y se ha realizado un análisis fractográfico con imágenes de las fracturas obtenidas mediante un microscopio electrónico de barrido (MEB).

De los ensayos realizados a estos materiales se han obtenido valores de sus propiedades mecánicas. En concreto se han obtenido valores de Módulo de elasticidad, límite elástico, tenacidad a fractura y energía absorbida durante la fractura.

En la Universidad Carlos III se realizó una primera caracterización mecánica, como referencia, que junto a la bibliografía existente ha servido para comparar y explicar los resultados obtenidos.

## **ABSTRACT**

In this project we have studied the mechanical properties of three materials: HDH titanium, Ti 6Al 4V prealloyed and Ti 6Al 4V master alloy.

Samples of the three materials have been manufactured at the Department of Material Science and Engineering of the University Carlos III of Madrid, using powder metallurgy techniques. The three materials have the same processing parameters: uniaxial pressing followed by sintering in vacuum at 1250 °C for 2 hours.

The mechanical characterization was performed at the Department of Materials Science of Civil and ports Engineers school of the Polytechnic University of Madrid. For determining the mechanical behavior, three-point bending tests with notched and unnotched samples were performed at various temperatures to obtain Young modulus, yield strength, or fracture toughness; fractography analysis was performed as well using scanning electron microscope (SEM).

At the University Carlos III was made a first mechanical characterization, as a reference, which together with the existing literature has been used to compare and explain the results.

## **OBJETIVO DEL PROYECTO**

El presente proyecto tiene como objetivo evaluar el comportamiento mecánico del titanio (Ti HDH) y la aleación Ti 6Al 4V fabricadas mediante pulvimetalurgia. Para ello se han establecido los siguientes objetivos parciales:

- Estudio del comportamiento mecánico, mediante la realización de ensayos a distintas temperaturas.
- Determinación de los mecanismos de fractura de las aleaciones, mediante un estudio fractográfico.
- Correlación entre las propiedades y la microestructura.
- Determinar la influencia del tipo de procesado pulvimetalúrgico; a partir de polvo prealeado (PA) o mediante aleación maestra (MA).

# **CAPÍTULO I: ESTADO DEL ARTE (ANTECEDENTES)**



## 1.1 El titanio y sus aleaciones

### 1.1.1 Introducción

El titanio y sus aleaciones son considerados hoy en día como uno de los elementos más importantes en la industria. El Ti es el noveno elemento más abundante de la corteza terrestre (0,6%), ocupando el cuarto lugar entre los metales, por detrás del aluminio (8,1%), el hierro (5,1%) y el magnesio (2,1%), si bien nunca se encuentra en estado elemental.

Fue descubierto en Inglaterra por William Gregor en 1791 quien tuvo los primeros indicios de la existencia de un nuevo elemento presente en un óxido que obtuvo a partir de una arena negra magnética (*ilmenita*) procedente del río Helford (Cornwall, UK).

No sería hasta 1795 cuando recibió su nombre por parte de Heinrich Klaproth, quien aisló el mismo óxido descubierto por Gregor a partir de un mineral procedente de Hungría (*rutilo*) y, sin lograr reducir el óxido le da nombre al nuevo elemento químico, ‘Titanio’. Este nombre fue dado en honor a los primeros hijos mitológicos de la Tierra, los Titanes.

Durante un siglo hubo numerosos intentos infructuosos de obtener el metal puro. Es en 1910 cuando Matthew Albert Hunter obtiene el metal con un alto grado de pureza en el Rensselaer Polytechnic Institute (Troy, N.Y.), Hunter fue capaz de aislar el tetracloruro de titanio ( $\text{TiCl}_4$ ) con sodio. [1,2]. Pero es Wilhelm Justin Kroll (Luxemburgo), a quién se considera padre de la industria del titanio. [3]. En 1932 fue capaz de producir grandes cantidades de titanio, combinando calcio con  $\text{TiCl}_4$ .

En 1940 Kroll patenta el método de producción industrial de Ti y empieza a producir cantidades significativas del mismo con el que sigue siendo el principal proceso de producción de Ti a día de hoy (*‘proceso Kroll’*). [4].

Kroll obtuvo de manera rentable titanio a partir de la reducción del  $\text{TiCl}_4$ , cambiando el agente reductor de calcio por magnesio. Hoy en día, el denominado como proceso *Kroll*, sigue siendo el método más utilizado para la obtención de titanio.

Después de la Segunda Guerra Mundial, las aleaciones de Ti se empezaron a utilizar en motores de aviación. Aunque las industrias aeronáutica y aeroespacial siguen siendo las mayores consumidoras de titanio y sus aleaciones, otras como la arquitectura, medicina, generación eléctrica, transportes marítimo y terrestre, etc., cada vez demandan más este tipo de materiales.

El principal freno para el desarrollo de la industria del Ti es el elevado coste del producto final, derivado de la dificultad para obtener el metal a partir de sus óxidos, y del alto coste de su procesado. Actualmente el mercado del Ti está dominado por la industria aeronáutica y aeroespacial, que es la principal consumidora de Ti, y que demanda la mitad del Ti que se produce. Este hecho hace que el metal tenga grandes variaciones de precio dependiendo del ciclo económico de la industria aeroespacial, lo que dificulta su entrada en la industria tradicional. [5].

Las excelentes propiedades del Ti (principalmente baja densidad, alta resistencia específica y alta resistencia a corrosión) hacen que actualmente sea empleado en material deportivo y en vehículos de competición. El reto de la industria del Ti es ampliar su mercado gradualmente hasta llegar a la industria del automóvil de grandes series, y una de las condiciones necesarias para alcanzar este objetivo es el desarrollo de procesos de fabricación económicos, marco en el que la pulvimetalurgia jugará un papel fundamental en los próximos años.

### 1.1.2 Características del titanio

#### ▪ *Propiedades básicas*

El Ti es conocido por sus excelentes propiedades, entre las que destacan [6]:

- *Baja densidad*, con una densidad en torno a  $4,5\text{g/cm}^3$ , que le hace un 40% más ligero que el acero.

- *Alta resistencia específica*, la más elevada entre todas las familias de metales.

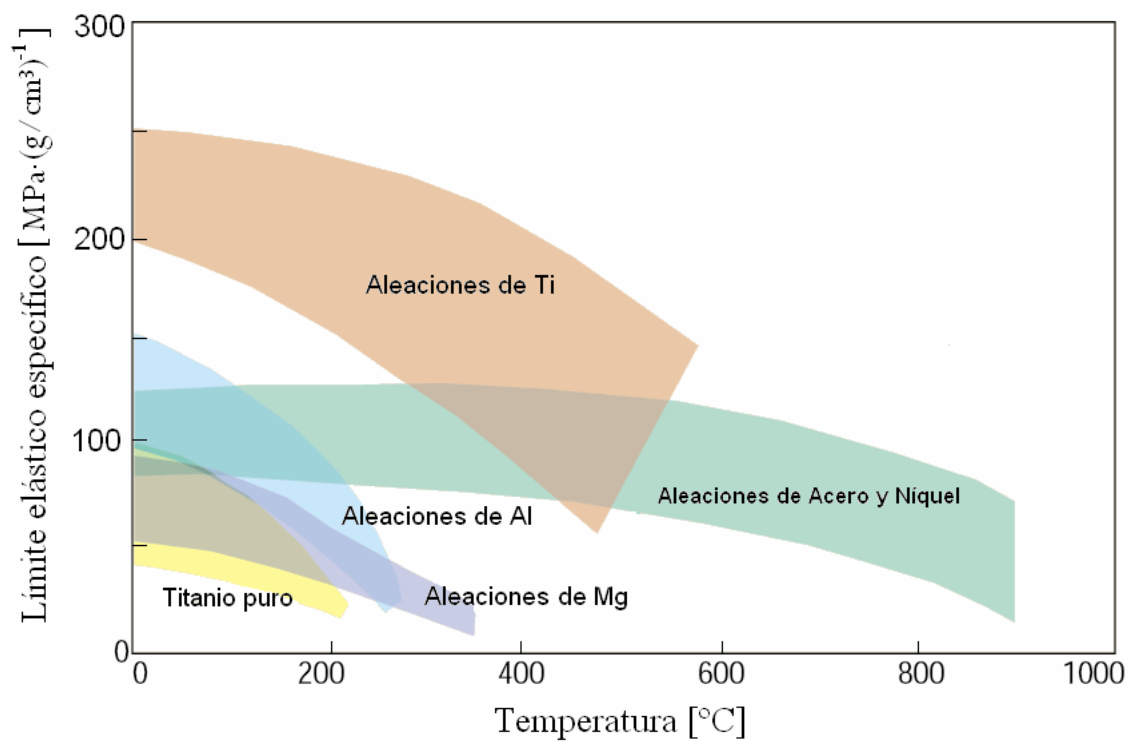
- *Alta resistencia a corrosión*, superando a los aceros inoxidable y a las aleaciones de aluminio en la mayoría de los entornos agresivos.

- *Biocompatibilidad*, que le hace apto para ser empleado en prótesis e implantes en el cuerpo humano. [7].

El titanio pertenece a los elementos de transición del grupo IV de la tabla periódica. Es considerado como un metal no ferroso y ligero. Su número atómico es el 22 y su masa atómica de 47.9 u [8]. Como su banda electrónica está incompleta, permite formar soluciones sólidas con la mayor parte de los elementos sustitucionales que poseen un factor de tamaño de  $\pm 20\%$ .

El titanio tiene una elevada temperatura de fusión ( $1668\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). Posee una estructura hexagonal compacta (fase “ $\alpha$ ”) hasta  $882.5\text{ }^{\circ}\text{C}$ , por encima de esta temperatura experimenta una transformación alotrópica hacia una estructura cúbica centrada en el cuerpo (fase “ $\beta$ ”), permaneciendo estable hasta el punto de fusión. La transformación anterior también permite la existencia conjunta de las dos fases,  $\alpha$  y  $\beta$ . [3].

Para ilustrar la alta resistencia específica de las aleaciones de Ti, en la Figura 1.1 se muestran comparativamente valores del límite elástico específico de distintas familias de aleaciones de los metales estructurales más comunes. [9].



**Figura 1.1: Rangos de variación de los valores de límite elástico específico de distintas familias de aleaciones en función de la temperatura. [9].**

Las aleaciones de Ti son superiores hasta temperaturas próximas a los 500 °C, a partir de la cual los aceros y las superaleaciones tienen un mejor comportamiento.

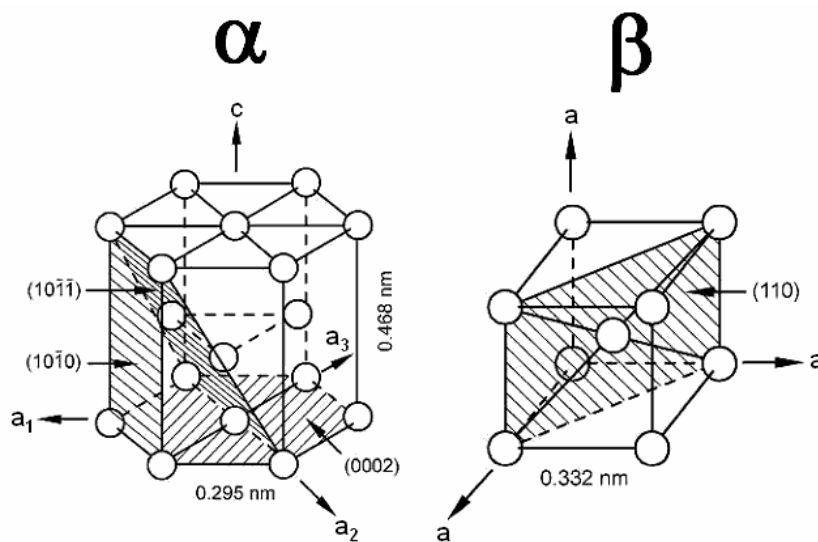
Las principales propiedades físicas y mecánicas del Ti elemental se muestran en la Tabla 1.1. Muchas de las propiedades del Ti varían notablemente con la pureza del mismo, por lo que los datos de la tabla son orientativos. En la bibliografía se puede encontrar información más completa sobre la variación de las propiedades del Ti con distintos parámetros. [10].

**Tabla 1.1: Propiedades físicas y mecánicas del Ti elemental. [6, 10, 11]**

<b>Número atómico</b>	22
<b>Peso atómico</b>	47,90
<b>Volumen atómico</b>	10,6 W/D
<b>Radio covalente</b>	1,32 Amstrongs
<b>Color</b>	Gris oscuro
<b>Densidad</b>	4,51 g/cm <sup>3</sup>
<b>Temperatura de fusión</b>	1668 °C ± 10 °C
<b>Temperatura de ebullición</b>	3260°C
<b>Calor específico (a 25 °C)</b>	523 J/kg °C
<b>Conductividad térmica</b>	17 W/m °C
<b>Calor latente de fusión</b>	292 kJ/kg
<b>Calor latente de vaporización</b>	9,83 MJ/kg
<b>Dureza</b>	70 a 74 HRB
<b>Resistencia a tracción</b>	240 MPa (mínima)
<b>Módulo de elasticidad</b>	102,7 GPa
<b>Coefficiente de Poisson</b>	0,32-0,36 (policristal)
<b>Coefficiente de expansión térmica</b>	8,64·10 <sup>-6</sup> /°C
<b>Resistencia eléctrica</b>	564,9·10 <sup>-9</sup> Ωm
<b>Conductividad eléctrica</b>	3% IACS (cobre 100%)

▪ **Estructuras cristalinas de equilibrio**

El Ti elemental presenta alotropía, con dos posibles estructuras cristalinas: Hexagonal compacta (HCP) y Cúbica centrada en el cuerpo (BCC) – ver Figura 1.2. A temperatura ambiente el Ti presenta la estructura HCP, denominada alfa ( $\alpha$ ), y a 882 °C se transforma en estructura BCC, denominada beta ( $\beta$ ).



**Figura 1.2: Estructuras cristalinas del Ti [12]. Izquierda:  $\alpha$ Ti (HCP). Derecha:  $\beta$ Ti (BCC)**

La relación entre la orientación cristalográfica de las fases  $\alpha$  y  $\beta$  fue estudiada por Burgers, y se conoce como la relación de Burgers:

$$\begin{aligned} (110)_{\beta} // (0002)_{\alpha} \\ [111]_{\beta} // [1120]_{\alpha} \end{aligned}$$

Según esta relación, el cristal BCC, pueden dar lugar a 12 diferentes orientaciones HCP en la transformación alotrópica. Esto se traduce en que el Ti generalmente presente una microestructura característica donde se encuentran regiones de láminas de  $\alpha$  agrupadas en la misma orientación, formando lo que se conoce como ‘estructura de cesta’. La relación de Burgers gobierna los procesos convencionales de nucleación y crecimiento así como las transformaciones martensíticas. [11-13].

### 1.1.3 Aleaciones del titanio

El Ti se sitúa en la primera serie larga de la tabla periódica, y como tal, tiene el tamaño atómico característico de los elementos de los periodos largos. Los diámetros atómicos de los elementos para un número de coordinación 12 (diámetro atómico de Goldschmidt), correspondientes al tamaño de los átomos en una red de empaquetamiento compacto, se han representado en la Figura 1.3 [14]. Siguiendo las reglas de Hume-Rothery para soluciones sólidas sustitucionales, los elementos con un diámetro dentro del rango  $\pm 15\%$  del diámetro del Ti, son aptos para formar soluciones sólidas. Este límite es quizá demasiado restrictivo en el caso del Ti que, teniendo en cuenta sus dos formas alotrópicas, admite elementos con diámetros entre el  $\pm 20\%$  del suyo, siempre que no exista demasiada diferencia de electronegatividades.

Para seleccionar los elementos que pueden formar soluciones sólidas intersticiales, se ha considerado la regla de Hägg, que establece una relación de diámetros menor al 0,59. En este rango se encuentran los elementos H, O, N y C.

Atendiendo a estos criterios, en la figura 1.3 se representa un esquema donde se muestra que la mayoría de los elementos comunes se sitúan en los rangos donde se pueden producir soluciones sólidas sustitucionales o intersticiales.

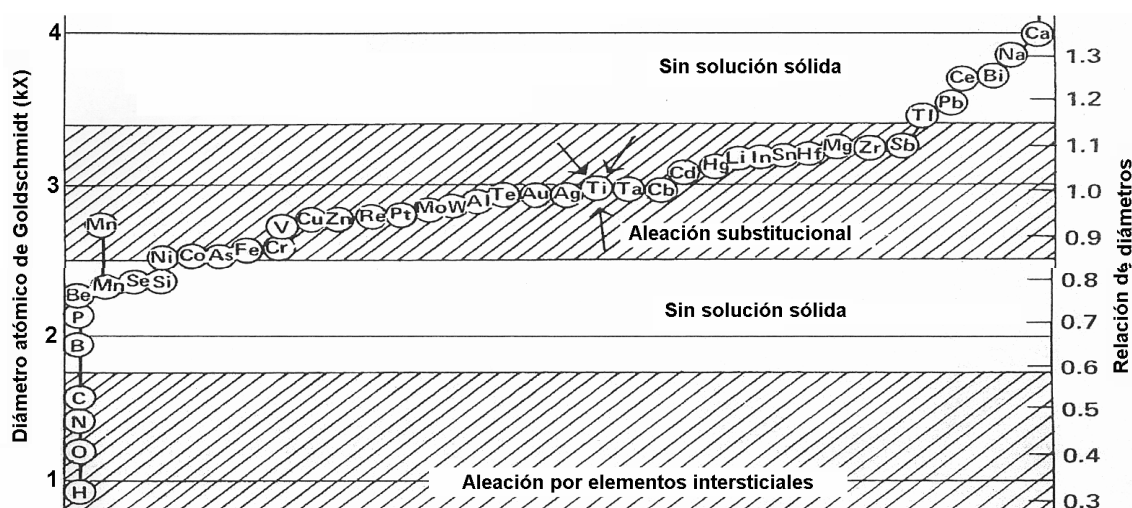
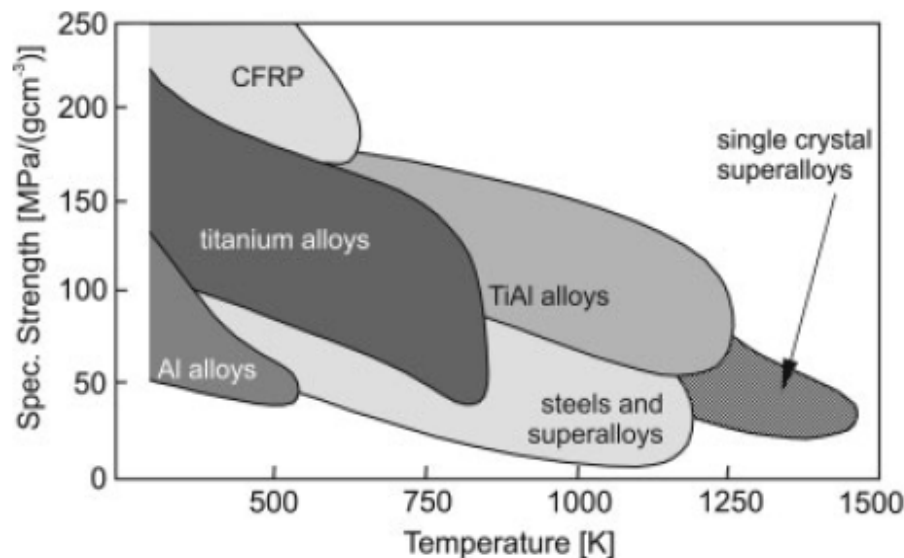


Figura 1.3: Posición del diámetro atómico del Ti con respecto a otros elementos de la tabla periódica. [14].

La naturaleza del Ti le lleva a formar numerosas soluciones sólidas con todos los metales de transición. Además, también forma solución sólida con elementos que no son de transición, los cuales tengan una valencia relativamente baja, con un tamaño atómico apropiado, y que no se evaporen a temperaturas apreciablemente inferiores al punto de fusión del Ti. Además, el potencial para formar soluciones sólidas intersticiales con hidrógeno, oxígeno, nitrógeno y carbono, es alto por la naturaleza transicional del Ti, y porque los radios atómicos relativos son favorables. Por ello, entre los sólidos, el Ti se considera un “disolvente” universal.

Las aleaciones de titanio destacan principalmente por dos características: elevada dureza específica y elevada resistencia a la corrosión. [8]. Esto explica su aplicación preferente en el sector aeroespacial, industria química, implantes médicos y deporte.



**Figura 1.4: Dureza específica frente a temperatura de materiales estructurales comparados con aleaciones de titanio y aluminio. [15].**

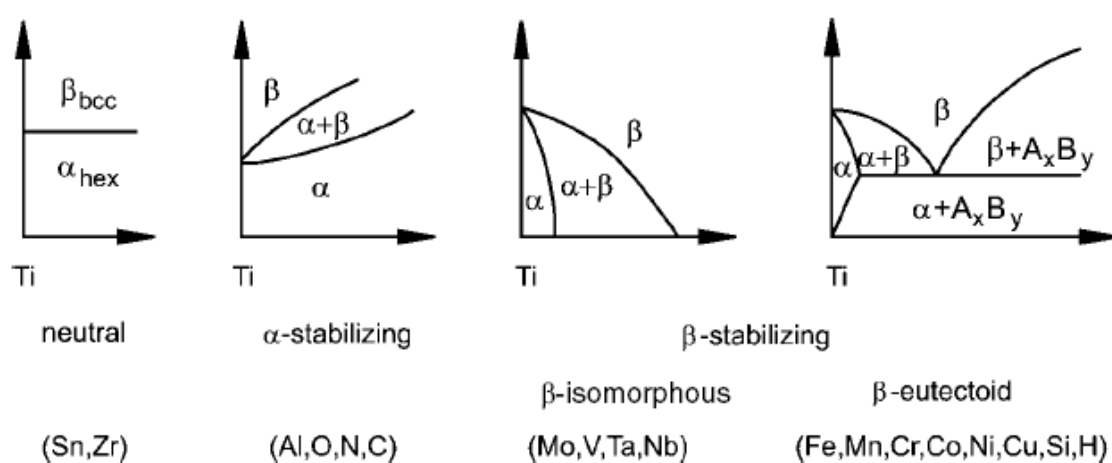
Como se puede observar en la figura 1.4, sólo a temperaturas inferiores a 300 °C, plásticos reforzados con fibra de carbono poseen mejores valores de dureza específica que las aleaciones de titanio. A 750 K, la dureza específica de las aleaciones de titanio resulta muy atractiva. No obstante, ha de tenerse en cuenta que la temperatura máxima de aplicación viene limitada por el comportamiento frente a oxidación.



### ▪ Clasificación de las aleaciones de titanio

Una clasificación habitual de las aleaciones de titanio consiste en distinguir tres grupos: aleaciones  $\alpha$ ,  $\beta$  y  $\alpha/\beta$  [3]. Los elementos aleantes del titanio se pueden clasificar como:

- Estabilizadores de la fase  $\alpha$  o alfaógenos
- Estabilizadores de la fase  $\beta$  o betaógenos
- Neutros.



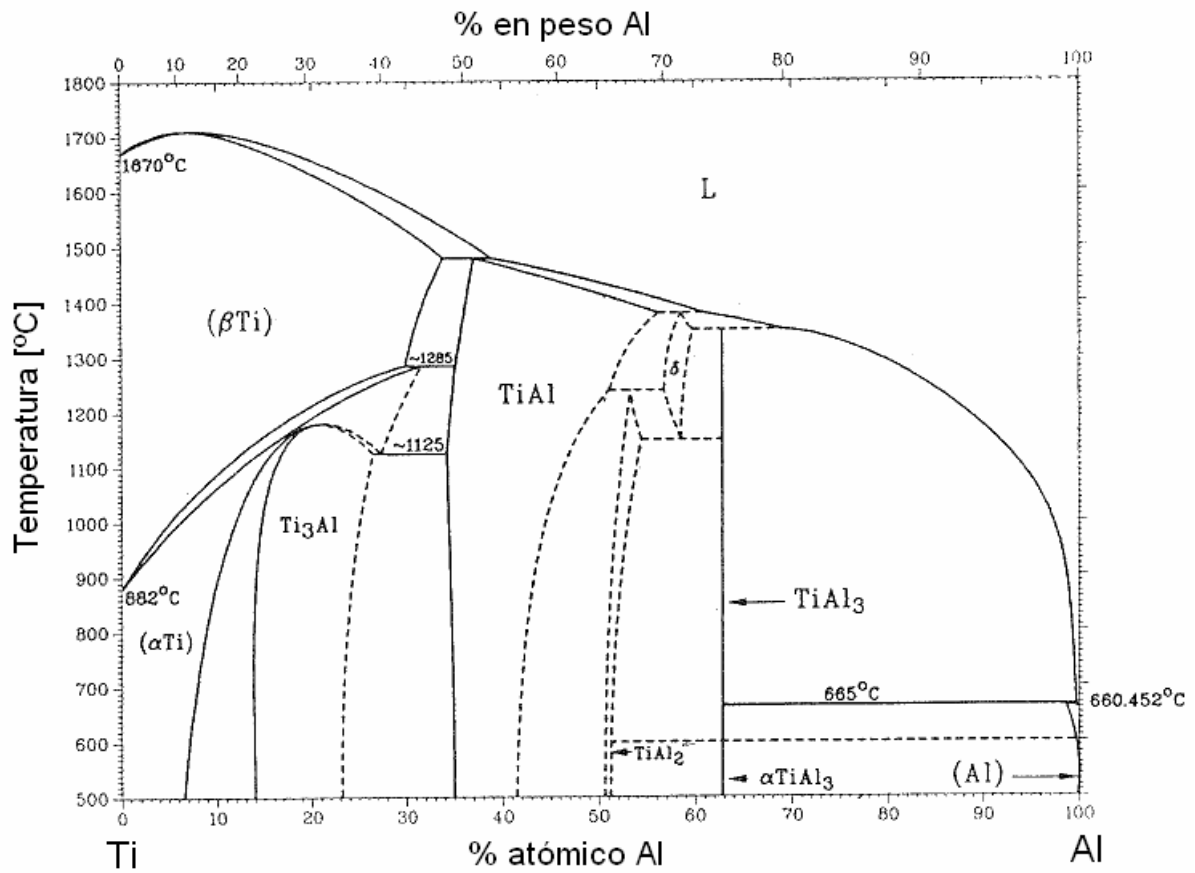
**Figura 1.5: Influencia de aleantes en los diagramas de fase de las aleaciones de titanio. [3].**

En la figura anterior, se pueden observar distintos diagramas de fases de aleaciones de titanio para distintos tipos de aleantes. Los elementos estabilizadores de  $\alpha$  (Al, O, N, C), extienden el campo de la fase  $\alpha$  hasta mayores temperaturas que la fase  $\alpha$  del Ti puro, mientras que los estabilizadores de la fase  $\beta$  (Mo, V, Ta, Nb, Fe, Mn, Cr, Co, Ni, Cu, Si, H) llevan la fase  $\beta$  hacia menores temperaturas que en el Ti puro. Los elementos Sr y Zr se consideran como neutros. [16].

Entre los estabilizadores de ' $\alpha$ ', el aluminio es de lejos el más importante aleante del titanio; elementos intersticiales como el oxígeno, nitrógeno y carbono se consideran dentro de este grupo.

En la figura 1.6 se muestra el diagrama de fases Ti-Al, donde se aprecia que según se incrementa el contenido de Al sobre el Ti puro, aumenta la temperatura de transición

$\alpha$ - $\beta$ . A partir del 5% la fase  $\text{Ti}_3\text{Al}$  (denominada también  $\alpha_2$ ) empieza a ser estable, por lo que no se suele emplear más del 6% de Al para limitar la formación de precipitados frágiles en la aleación. Con un 6% de aluminio se consigue estabilizar la fase  $\alpha$  hasta aproximadamente 1000 °C.



**Figura 1.6: Diagrama de fases Ti-Al. [17].**

A medida que se extiende la fase  $\alpha$  a altas temperaturas, aumenta la transición  $\alpha/\beta$ . Los elementos que reducen la transición  $\alpha/\beta$  y estabilizan la fase  $\beta$  se pueden subdividir en dos grupos: los  $\beta$ -isomorfos (Mo, V, Ta y Nb) y los  $\beta$ -eutécticos (Fe, Mn, Cr, Co, Ni, Cu, Si, H).

Los elementos isomorfos tienen solubilidad total en la fase beta, mientras que los eutectoides forman compuestos intermetálicos con el Ti. En general, se prefiere la utilización de estabilizadores isomorfos por no formar compuestos intermetálicos, que podrían precipitar y deteriorar las propiedades mecánicas del material. Sin embargo, los elementos eutectoides estabilizan mejor la fase beta, mejorando el endurecimiento y la respuesta a tratamientos térmicos.

El estabilizador betágeno isomorfo más empleado es el vanadio, presente en la aleación Ti-6Al-4V. En la Figura 1.7 se presenta el diagrama de fases Ti-V, donde se puede apreciar la disminución de la temperatura de transformación  $\alpha$ - $\beta$  a medida que aumenta el contenido de V, y donde la solución sólida  $\beta$  es estable para todo el rango de composiciones.

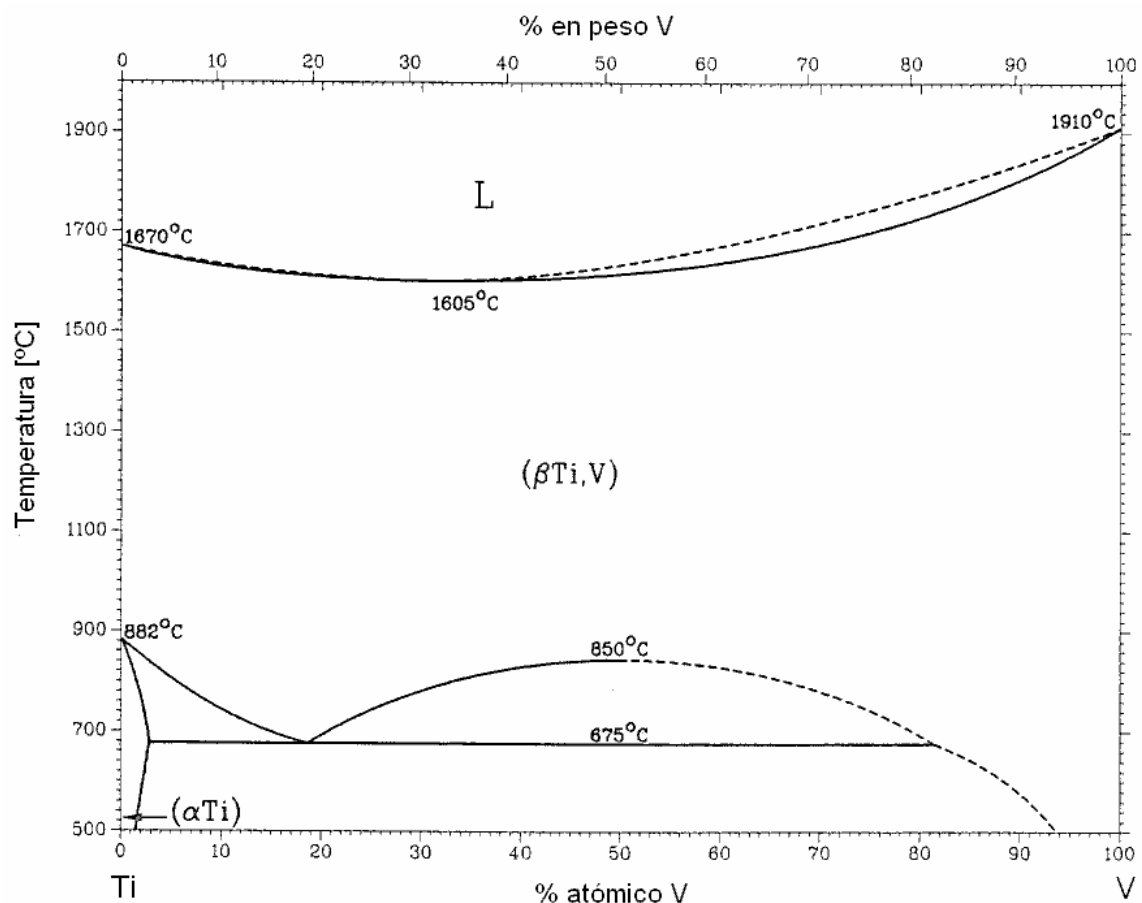


Figura 1.7: Diagrama de fases Ti-V. [17].

Los elementos de aleación neutros presentan un comportamiento ligeramente alfégeno o betágeno, por lo que se suelen clasificar aparte. Por ejemplo, el Zr, Hf y Sn, disminuyen levemente la temperatura de transformación  $\alpha$ - $\beta$  a bajas concentraciones, y la incrementan a mayores concentraciones. En muchas ocasiones, estos tres elementos son considerados como estabilizadores alfégenos ya que, en presencia de Al, se comportan como estabilizadores de la fase  $\alpha$ .

En la Tabla 1.2 se muestran una clasificación de elementos de aleación para el Ti en función de su comportamiento y de su uso.

**Tabla 1.2: Agentes estabilizadores de las fases alfa y beta del Ti. [10]**

		<b>Empleados comercialmente</b>	<b>No empleados</b>
<b>Alfégenos</b>		Al, O	N, C
<b>Betágenos</b>	<i>Isomorfos</i>	V, Mo, Nb, Ta	Re
	<i>Eutectoides</i>	Cr, Mn, Ni, Fe, Pd, Si	H, Cu, W, Bi, Co, Ag, Au, Pt, Be, Pb, U
<b>Neutros</b>		Zr, Sn	Hf

#### ▪ ***Propiedades de las aleaciones de titanio***

Las propiedades de las aleaciones de titanio están principalmente determinadas por las propiedades de las fases  $\alpha$  y  $\beta$ , la fracción en volumen y el ordenamiento de las mismas.

La fase  $\alpha$  posee mayor densidad de empaquetamiento y tiene una estructura cristalina anisotrópica.

**Tabla 1.3: Propiedades de las aleaciones de titanio  $\alpha$ ,  $\beta$  y  $\alpha/\beta$ . [3].**

	$\alpha$	$\alpha + \beta$	$\beta$
Density	+	+	–
Strength	–	+	++
Ductility	–/+	+	+/-
Fracture toughness	+	–/+	+/-
Creep strength	+	+/-	–
Corrosion behavior	++	+	+/-
Oxidation behavior	++	+/-	–
Weldability	+	+/-	–
Cold formability	– –	–	–/+

En la tabla 1.3 se pueden observar las principales diferencias entre las aleaciones  $\alpha$ ,  $\beta$  y  $\alpha/\beta$ . El principal elemento estabilizador de la fase  $\alpha$ , el aluminio, posee aproximadamente la mitad del peso específico del titanio, por lo que las aleaciones  $\alpha$  tienen menor densidad que las aleaciones  $\beta$ , más aún si estas últimas se alean con elementos pesados como el molibdeno o el vanadio. [3]. Además, las aleaciones  $\alpha$  sólo muestran una dureza moderada, mientras que las  $\alpha/\beta$  pueden endurecerse hasta niveles muy elevados. [8].

#### ▪ **Aleación Ti 6Al 4V**

Hoy en día, existen más de cien aleaciones de titanio, siendo el Ti-6Al-4V (aleación tipo  $\alpha+\beta$ ) la más vendida, superando el 40% de las ventas totales de aleaciones de titanio en Estados Unidos y Europa. Fue desarrollada a principios de los cincuenta en el Instituto Tecnológico de Illinois, Estados Unidos. Es la aleación de titanio que más estudiada, especialmente por parte de la industria aeroespacial, su mayor consumidor.

Su éxito, se fundamenta en el conjunto global de sus propiedades (ver tabla 1.4): alta resistencia, ligereza, formabilidad y buena resistencia a la corrosión. [3]

**Tabla 1.4: Propiedades de mecánicas de la aleación de titanio Ti-6Al-4V. [3]**

Alloy	Chemical composition [wt. %]	T <sub>B</sub> [°C]	Developer	Year	Hardness [HV]	E [GPa]	YS [MPa]	TS [MPa]	% EI
Ti-6-4	Ti-6Al-4V	995	miscellaneous	1954	300-400	110-140	800-220	900-1200	13-16

A continuación se muestra su comportamiento frente a los siguientes aspectos:

*-Resistencia a la corrosión.*

El Ti-6Al-4V, forma de manera espontánea e inmediata una fina capa de TiO<sub>2</sub> estable y continua al ponerse en contacto con el oxígeno del aire o agua colindante. Esto explica la elevada resistencia a la corrosión. De hecho, el Ti-6Al-4V presenta alta resistencia a la corrosión en soluciones acuosas como agua de mar, ácidos oxidantes, cloruros (en presencia de agua), etc.

Las condiciones bajo las cuáles el Ti-6Al-4V puede presentar corrosión son en presencia de ácidos reductores y gases clorados secos. [3, 8, 18].

Al igual que el resto de aleaciones de titanio, el Ti-6Al-4V es susceptible de fragilización por hidrógeno, ya sea por vía catódica o gaseosa. Por ello, es importante minimizar la cantidad de hidrógeno durante el procesado.

*-Resistencia al desgaste.*

El Ti-6Al-4V y las aleaciones de titanio en general, poseen baja resistencia al desgaste y malas propiedades tribológicas. [3, 19]. Elementos con bajos valores de resistencia a tracción y cizalla, muestran elevados coeficientes de fricción. [20]. Debido a la estructura hexagonal compacta (hcp) de las aleaciones de titanio, éstas poseen altos coeficientes de desgaste.

Además, la gran afinidad del titanio con el oxígeno forma una capa superficial de TiO<sub>2</sub> que provoca la transferencia y adhesión de oxígeno en materiales no metálicos, provocando un severo desgaste adhesivo. [21]. Debido a esto, las aleaciones de titanio

tienden a descascarillarse por lo que no se recomienda su utilización en aplicaciones abrasivas y con desgaste. Lubricantes como PFPE (*polyperfluoroalkylethe*) o aceite de queroseno se utilizan para reducir la fricción de estas aleaciones. [22].

#### *-Tratamientos térmicos.*

La aleación Ti 6Al 4V es tratable térmicamente y a través de los distintos tratamientos térmicos se pueden obtener una amplia variedad de microestructuras por lo que se puede conseguir una variación significativa de las propiedades mecánicas en función del tratamiento.

Los tratamientos finales sobre Ti-6Al-4V, suelen realizarse en vacío o en atmósfera de gas noble para minimizar la acción del oxígeno e hidrógeno sobre la aleación.

#### *-Trabajo en caliente.*

El Ti-6Al-4V permite el trabajo en caliente con métodos estándar, como la laminación y la forja. Normalmente suele realizarse en el rango de temperaturas aproximado entre 870 y 980° C. [18] de esta forma no se alcanza la temperatura de transición  $\alpha$ - $\beta$  de la aleación (tabla 1.4). Deben tomarse precauciones para prevenir la formación de TiO<sub>2</sub> en la superficie y al finalizar el proceso, eliminar el TiO<sub>2</sub> existente tras el procesado.

#### *-Trabajo en frío.*

Aunque el Ti-6Al-4V puede obtenerse y ser extruido en frío, el proceso está un tanto limitado. Debido a su bajo módulo elástico se hace complicado trabajar con él a temperatura ambiente. [18].

#### *-Maquinabilidad.*

Debido a su baja conductividad térmica, elevado calor específico, elevada reactividad química y bajo límite elástico esta aleación se clasifica entre los materiales más difíciles de mecanizar [23]. Esta dificultad en el mecanizado añade un coste en la producción que muchas veces justifica la fabricación por pulvimetalurgia.

En cuanto a los parámetros de corte, se recomiendan bajas velocidades de corte, altos avances y abundantes taladrinas. [18].

#### **1.1.4 Aplicaciones del titanio y sus aleaciones**

En la actualidad las distintas aleaciones de Ti se emplean fundamentalmente en aplicaciones aeronáuticas y aeroespaciales. Sin embargo, el Ti también se encuentra en componentes del automóvil, equipamiento deportivo, prótesis e implantes médicos, y otros. En la Tabla 1.5 se muestran diversos componentes para distintos campos de aplicación realizados en titanio.

El criterio más común para la selección del Ti es el aumento de prestaciones que se obtiene debido a su alta resistencia específica y su excelente resistencia a corrosión, que puede justificar la disminución de costes de operación y de mantenimiento. Analizando el coste del Ti durante todo su ciclo de vida, es necesario tener en cuenta que la producción de Ti consume mayor energía y produce mayores emisiones de CO<sub>2</sub> en comparación con el derivado del empleo de acero inoxidable. Desde un punto de vista energético y medioambiental, debe considerarse la durabilidad del producto fabricado en Ti para que realmente se produzca un ahorro energético.

En numerosas ocasiones la selección del Ti puede obedecer a cuestiones menos técnicas, donde la buena imagen del Ti se emplea como reclamo en productos de consumo como relojes, artículos de joyería, máquinas de afeitar o raquetas de pádel. La ingeniería del marketing hace que algunos de estos artículos sólo contengan Ti en el nombre comercial.



**Tabla 1.5: Aplicaciones más comunes del Ti. [24].**

<b>Aeronáutica/aeroespacial</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Turbinas</li> <li>- Estructuras</li> <li>- Sistemas de propulsión</li> <li>- Rotor de helicópteros</li> <li>- Tren de rodaje</li> </ul>
<b>Industria</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Intercambiadores de calor</li> <li>- Sistemas de tuberías</li> <li>- Materiales compuestos de matriz metálica</li> <li>- Bombas y Compresores</li> <li>- Condensadores</li> <li>- Sistemas de desulfuración de gas</li> <li>- Turbinas de vapor</li> <li>- Alabes de turbinas y de ventiladores</li> <li>- Sistemas de control de polución</li> <li>- Herramientas</li> </ul>
<b>Marina</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Estructuras</li> <li>- Sumergibles de alta profundidad</li> <li>- Sistemas de tuberías</li> <li>- Válvulas submarinas</li> <li>- Bombas</li> <li>- Materiales del casco</li> <li>- Sistemas de propulsión</li> <li>- Sistemas de refrigeración</li> </ul>
<b>Automoción</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Paneles de la carrocería</li> <li>- Válvulas de admisión</li> <li>- Válvulas de escape</li> <li>- Retenes de válvulas</li> <li>- Resortes de válvulas</li> <li>- Rodillos</li> <li>- Sistemas de escape</li> <li>- Ejes</li> <li>- Muelles de suspensión</li> </ul>
<b>Medicina</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Rodillas y caderas artificiales</li> <li>- Válvulas cardíacas</li> <li>- Marcapasos</li> <li>- Implantes dentales</li> <li>- Equipo farmacéutico</li> <li>- Sillas de ruedas</li> </ul>
<b>Otros</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Material deportivo</li> <li>- Material de construcción</li> <li>- Gafas</li> <li>- Joyas</li> <li>- Relojes</li> <li>- Plumas, bolígrafos...</li> </ul>

A continuación se describen las principales aplicaciones del titanio en cada campo, y las características que lo hacen idóneo para tales aplicaciones.

- ***Aplicaciones en aeronáutica:***

Las primeras aplicaciones de aleaciones de titanio en aviones, datan de finales de 1940 en Estados Unidos. Las principales características de estas aleaciones para su uso en aplicaciones aeronáuticas son [25]: baja densidad y resistencia mecánica incluso a temperaturas relativamente altas, resistencia a la corrosión y compatibilidad galvánica con matrices de compuestos poliméricos.

El titanio y sus aleaciones se aplican en la construcción aeronáutica básicamente para construir forjados estructurales de los aviones (finas capas de aleaciones de titanio se colocan en zonas estratégicas del fuselaje para evitar la generación y propagación de grietas por fatiga [8]), discos de ventilación, álabes, y palas de turbinas.

Además, el titanio es el segundo elemento más abundante en los motores, por debajo de las superaleaciones de níquel, mientras que las aleaciones de titanio ocupan el primer puesto en volumen en los motores.

- ***Aplicaciones en Industria:***

El titanio es muy utilizado en la construcción de sistemas de intercambio térmico en las centrales térmicas eléctricas (y también en las centrales nucleares), debido principalmente a sus características de resistencia mecánica y químicas.

Determinadas aleaciones de titanio se utilizan para fabricar componentes de las industrias de proceso tales como bombas, depósitos, reactores químicos y columnas de fraccionamiento en centrales que utilizan agua de mar como refrigerante. También se emplea en las unidades de desulfuración de gases. [23].

- ***Aplicaciones militares:***

El titanio, debido a su gran resistencia que se mantiene a altas temperaturas, se emplea en la industria militar como material de blindaje, en la carrocería de vehículos ligeros, en la construcción de submarinos nucleares y en la fabricación de misiles. [24].

- ***Aplicaciones en Construcción naval:***

La propiedad que tiene el titanio de ser resistente a la corrosión permite que algunas de sus aleaciones sean muy utilizadas en construcción naval donde se fabrican hélices y ejes de timón, cascos de cámaras de presión submarina, componentes de botes salvavidas y plataformas petrolíferas. [24].

- ***Aplicaciones en automoción: [26-29].***

Actualmente, la escasez de recursos energéticos y el crecimiento del consumo, lleva a la industria del transporte a intentar reducir el consumo energético por pasajero, sin limitar las prestaciones. La industria del automóvil encuentra en el titanio y sus aleaciones un medio para aumentar la eficiencia energética de sus vehículos, esto es debido principalmente a las altas prestaciones del titanio y su baja densidad (en comparación con el acero por ejemplo)

Diversos informes muestran al Ti como candidato para la sustitución de ciertos componentes en automóviles y vehículos pesados. Entre las aplicaciones potenciales del Ti en el automóvil se encuentran:

- |                         |  |
|-------------------------|--|
| - Bielas                | - Juntas de sellado del sistema de frenado |
| - Pistones              | - Sistema de escape                        |
| - Pernos de pistón      | - Retenes de muelles de válvulas           |
| - Válvulas              | - Tornillos de ruedas y llantas            |
| - Muelles de válvulas   | - Turbina del turbocompresor               |
| - Muelles de suspensión | - Barras de protección lateral             |

▪ *Aplicaciones médicas [30]:*

El titanio es un metal biocompatible, esta propiedad de biocompatibilidad del titanio unido a sus cualidades mecánicas de dureza, ligereza y resistencia han hecho posible una gran cantidad de aplicaciones de gran utilidad en medicina, como prótesis de cadera y rodilla, tornillos óseos, placas antitrauma e implantes dentales, componentes para la fabricación de válvulas cardíacas y marcapasos, gafas, piercings, herramientas quirúrgicas tales como bisturís, tijeras, etc. Algunos compuestos de titanio pueden tener aplicaciones en tratamientos contra el cáncer. Por ejemplo, el *cloruro de titanoceno* en el caso de tumores gastrointestinales y de mama.

La aleación de titanio más empleada en este campo contiene aluminio y vanadio según la composición:  $[[Ti6Al4V]]$ .

Las razones para considerar el material ideal para implantes endoóseos son:

- El titanio es inerte, la cubierta de óxido en contacto con los tejidos es insoluble, por lo cual no se liberan iones que pudieran reaccionar con las moléculas orgánicas.
- El titanio en los tejidos vivos representa una superficie sobre la que el hueso crece y se adhiere al metal, formando un anclaje anquilótico, también llamado osteointegración.
- el Ti ofrece propiedades muy interesantes y el coste del material no es un factor clave para su selección en este sector.
- Posee buenas propiedades mecánicas, su fuerza de tensión es muy semejante a la del acero inoxidable utilizado en las prótesis quirúrgicas que reciben carga. Es mucho más fuerte que la dentina o cualquier cortical ósea, permitiendo a los implantes soportar cargas pesadas.
- Este metal es suave y maleable lo cual ayuda a absorber el choque de carga.

- ***Aplicaciones en relojería:***

Los relojes deportivos que requieren un material resistente a menudo usan el titanio. Los relojes de pulsera de titanio son de peso ligero, 30 por ciento más fuertes que los de acero y resisten la corrosión. Se fabrican las cajas de titanio e incluso las correas de sujeción.

- ***Aplicaciones en Joyería:***

El titanio es un metal seminoble en el ámbito de la joyería y de la bisutería. Así es posible encontrar pulseras, pendientes, anillos, etc., fabricados en este metal. Para mejorar el aspecto superficial del titanio se le somete a diferentes tipos de procesos que refuerzan su belleza.

- ***Aplicaciones deportivas:***

Con titanio se producen actualmente distintos productos de consumo deportivo como palos de golf, bicicletas, cañas de pescar, etc.

- ***Otras aplicaciones:***

Se han empleado láminas delgadas de titanio para recubrir algunos edificios, como por ejemplo el Museo Guggenheim de Bilbao.

Los pigmentos de dióxido de titanio se utilizan principalmente en la producción de pinturas y plásticos, así como en papel, tintas de impresión, cosméticos, productos textiles, farmacéuticos y alimentarios. El dióxido de titanio es el pigmento más habitualmente utilizado en el mundo, que proporciona a los productos finales una brillante blancura, opacidad y protección. Es un fotocatalizador muy eficaz. Hay varios proyectos en marcha para conseguir alternativas a los paneles solares fotovoltaicos, y todos ellos utilizan tintes mezclados con (TiO<sub>2</sub>) para producir una especie de fotosíntesis artificial.

## **1.2 Pulvimetalurgia del titanio**

### **1.2.1 Introducción**

La pulvimetalurgia o metalurgia de polvos es un proceso de conformación metálica que, partiendo de polvos finos y tras su compactación para darles una forma determinada, se calientan en atmósfera controlada para la obtención de la pieza. Este proceso es adecuado para la fabricación de grandes series de piezas pequeñas de gran precisión, para materiales o mezclas poco comunes y para controlar el grado de porosidad o permeabilidad.

La pulvimetalurgia siempre se ha mostrado como un proceso viable en la producción de componentes complejos con una minimización de la mecanización posterior de los mismos, por lo que representa una fuerte reducción de los costes de producción [31]. Esto se aplica en particular a materiales relativamente caros como las aleaciones de titanio [32, 33], donde resulta fundamental la minimización de las pérdidas por mecanizado.

Inicialmente, la pulvimetalurgia se ha considerado un método para la producción económica de componentes con su forma cercana a la final. [34]. No obstante, el alto coste de obtención de polvos y su posterior consolidación sólo puede justificarse en el desarrollo de nuevas aleaciones de titanio que no puedan obtenerse por colada, incluyendo en ello la reducción de las etapas de procesado, o en la producción de compuestos de matriz de titanio. [35, 36].

Independientemente de la técnica considerada, hay dos etapas básicas en el proceso pulvimetalúrgico: el conformado del polvo en una preforma con forma muy parecida a la final del producto que se quiere obtener y la sinterización, es decir, el tratamiento térmico a una temperatura inferior a la de fusión del elemento mayoritario constituyente del material considerado para inducir fenómenos de difusión que generan enlaces químicos entre las partículas del polvo. Sin embargo, en algunos casos estas dos etapas se llevan a cabo simultáneamente, como en las técnicas de conformado en caliente, con el fin de alcanzar mejores propiedades tanto físicas como mecánicas. [37].

La obtención de buenas propiedades mecánicas en productos P/M está directamente relacionada con alcanzar elevados niveles de densidad relativa, equivalente a pequeños porcentajes de porosidad residual, ya que esta afecta la mayoría de las características de un componente. [37].

### **1.2.2 Prealeado y Mezcla Elemental**

Como indica su propio nombre, las técnicas pulvimetalúrgicas se basan en materiales en forma de polvo como materia prima. Actualmente existen diferentes enfoques para la obtención de polvos con la composición final deseada que se emplean en función del método utilizado en la etapa de consolidación y del tamaño de partícula de los constituyentes. [38].

En lo que concierne a la fabricación de aleaciones de titanio, estas pueden ser producidas principalmente mediante dos rutas [39]: a partir de polvo con la composición final deseada, comúnmente denominados polvos prealeados (prealloyed – PA), o a partir de la mezcla de polvos elementales (blending elemental – BE). En este último caso los elementos aleantes pueden ser añadidos tanto en forma de polvos elementales como en forma de aleaciones maestras (master alloy – MA).

Si bien las aleaciones obtenidas mediante estos dos enfoques presentan la misma composición final después de la etapa de sinterización, se comportan de forma diversa tanto durante las etapas previas, es decir almacenamiento, compactación, etc., como durante la misma etapa de sinterización. Esto se debe a que cada partícula de un polvo prealeado tiene la composición final mientras que la mezcla de polvos elementales está constituida por partículas de composición diferente entre ellas.

Es importante además destacar que los polvos prealeados son más duros y conllevan un desgaste más importante de las matrices, ya que los elementos de aleación están disueltos dentro de la matriz base endureciéndola, mientras que los polvos de mezcla elemental requieren más tiempo o mayor temperatura durante la sinterización para poder alcanzar la homogeneidad microestructural por fenómenos de difusión. [40].

Normalmente, la producción de componentes a partir de polvos de mezcla elemental resulta ser la vía más económica [41, 42] si bien estos llegan a proporcionar propiedades dinámicas, como la vida a fatiga, ligeramente inferiores con respecto a productos fabricados empleando polvos prealeados, especialmente los obtenidos mediante atomización [43].

Tanto los polvos de mezcla elemental como los prealeados pueden ser consolidados mediante prensado uniaxial en frío y sinterización, es decir la técnica pulvimetalúrgica más económica, a excepción de cuando están caracterizados por una morfología esférica, típica del proceso de atomización tanto en gas como en plasma.

Convencionalmente, en el procesado del titanio y de sus aleaciones mediante técnicas P/M, los polvos BE suelen ser conformados mediante el método más convencional, es decir, compactación uniaxial y sinterización [44, 45] resultando ser la vía más económica para fabricar componentes no críticos de titanio [41, 42] ya que se pueden evitar post-procesados como la compactación isostática en caliente [46].

Por otro lado, los polvos prealeados, generalmente de morfología esférica, se procesan mediante técnicas P/M avanzadas como la compactación isostática en caliente o el moldeo por inyección de polvo (MIM) [47, 48].

### **1.2.3 Compactación en frío y Sinterización**

Entre los diferentes métodos de compactación en frío se encuentran la forja de polvos (powder forging), la compactación isostática en frío, la compactación de polvos precalentados (warm compaction), la laminación de polvos (powder rolling) y el prensado uniaxial.

En este apartado se procederá a la descripción de la técnica de compactación en frío más sencilla, es decir el prensado uniaxial seguido de la etapa de sinterización (P&S).

La compactación uniaxial en frío más sencilla se lleva a cabo aplicando una presión mediante un pistón y empleando matrices con la forma deseada. Este procedimiento lleva el nombre de compactación por simple efecto. Cuando la presión se aplica



empleando también un pistón inferior, la compactación se denomina de doble efecto. Por otro lado, se puede emplear una prensa de simple efecto pero utilizando una matriz flotante para garantizar una mejor distribución de la densidad.

La etapa de sinterización conlleva la formación de enlaces químicos entre las partículas inducidos mediante un tratamiento térmico a relativamente alta temperatura gracias a fenómenos de transporte de masa en el estado sólido.

En el caso del titanio y de sus aleaciones la sinterización se lleva a cabo en hornos de alto vacío, con el fin de evitar la contaminación de material, en el intervalo de temperatura entre los 1100°C y los 1315°C [49]. En todos los casos, la sinterización de las aleaciones de titanio se lleva a cabo a una temperatura superior a la beta transus. Detalles acerca la compactación en frío y la sinterización del titanio y de sus aleaciones se puede encontrar en la bibliografía [50].

Para poder alcanzar el nivel de propiedades mecánicas, es decir resistencia a fractura, ductilidad y resistencia a fatiga, igual a las de componentes obtenidos mediante técnicas convencionales, un componente obtenido mediante técnicas pulvimetalúrgicas convencionales debe presentar una buena homogeneidad en cuanto a composición química y microestructural. Sin embargo esto no es suficiente ya que se precisa conseguir una densidad relativa superior al 98% con respecto al valor teórico [51,52].

En el caso del titanio y de sus aleaciones, la densidad relativa alcanzable a partir de un polvo de mezcla elemental normalmente no supera el 95% [53]. Por lo tanto, para poder mejorar la densidad final, el componente sinterizado puede ser sometido a un proceso secundario de deformación en caliente, como por ejemplo la compactación isostática en caliente (HIP) [43].

#### **1.2.4 Compactación en Caliente**

La compactación y los procesos de deformación en caliente implican la aplicación simultánea de presión y temperatura al polvo, el cual puede estar en un contenedor cerrado o en una matriz. La ventaja de estos procesos es que permiten alcanzar valores de densidad mayores respecto a los obtenibles mediante pulvimetalurgia convencional

llegando incluso a obtener piezas completamente densas. Cabe recordar que, en general, a una mayor densidad corresponden mejores propiedades. [54].

A continuación se presenta una breve descripción de las técnicas de consolidación en caliente más utilizadas:

- **Compactación isostática en caliente**

La compactación isostática en caliente puede ser utilizada tanto para compactar polvo como para cerrar la porosidad residual de muestras previamente compactadas y sinterizadas.

La compactación en caliente a partir de polvo se aplica para consolidar materiales de altas prestaciones, como los empleados en el sector aeronáutico (superaleaciones de níquel, titanio y aluminio), materiales compuestos o aceros rápidos.

Las propiedades de los polvos que afectan a las propiedades finales incluyen la morfología, el tamaño de partícula y su distribución, la composición y el nivel de contaminantes.

En el caso de piezas previamente sinterizadas existen dos posibilidades: una comporta la encapsulación de la muestra en un molde antes de someterla al procesado y la otra no precisa esta etapa previa.

Para este último caso se recomienda que la densidad relativa de los sinterizados no sea inferior al 92% del valor teórico ya que este valor corresponde a la formación de una estructura porosa compuesta exclusivamente por porosidad cerrada [55], la única que puede ser eliminada mediante el procesado de HIP sin encapsulación. Por lo tanto, el porcentaje de porosidad residual que se puede cerrar mediante HIP varía entre 0,1 y 8% aproximadamente en función de la tipología de porosidad [44].

Durante el HIP, la densificación de los polvos y/o la reducción de la porosidad residual se obtiene gracias a un gas a alta presión, como el argón o el nitrógeno, que es utilizado para transferir el calor y la presión. Los principales parámetros a controlar durante el

procesado son la presión, que equivale a la tensión aplicada a las piezas, la temperatura y el tiempo.

En general, todos los polvos metálicos pueden ser densificados a 100 MPa con una meseta que varía entre 2 y 4 horas mientras que la temperatura varía significativamente en función del material.

En el caso del titanio y sus aleaciones se aconseja que sea entre 800°C y 960°C [56] y, por lo tanto, suelen ser consolidadas a una temperatura inferior a la transición beta; condiciones típicas para la aleación Ti-6Al-4V son 950°C a 100 MPa durante 4 horas.

- **Compactación uniaxial en caliente**

La forma más simple de prensado en caliente implica verter el polvo con la composición deseada en un molde, generalmente de grafito [49, 55, 57, 58], que suele ser recubierto de un folio de material de baja reactividad con el fin de limitar la reacción entre el molde y el polvo.

Además, se emplean sprays de materiales cerámicos de alta temperatura, como el nitruro de boro (BN) o la zirconia (ZrO<sub>2</sub>), para reducir los fenómenos de reacción y para favorecer la separación y la extracción de las piezas finales [58, 59].

La atmósfera más comúnmente usada durante el proceso de prensado en caliente es gas inerte, como argón o nitrógeno, o vacío. La utilización de moldes y elementos de calentamiento de grafito genera una atmósfera rica en carbono en el interior de la cámara de compactación, que puede dificultar la compactación de polvos que tengan una fuerte tendencia a reaccionar con el carbono.

Aunque el prensado en caliente se aplica mayoritariamente a polvos elementales o mezclas de polvos, en las aplicaciones más avanzadas esta técnica puede ser empleada para la fabricación de materiales compuestos.

Finalmente, cabe destacar que no hay constancia de la aplicación del procesado de compactación en caliente del titanio a nivel industrial.

### **1.2.5 Ventajas e inconvenientes de la fabricación mediante pulvimetalurgia.**

Las principales ventajas de este método de fabricación respecto a otros son las siguientes [60]:

- La fabricación de piezas con la geometría final deseada o muy parecida, por eso se definen como técnicas “net-shape” o “near-net-shape” [61], limitando significativamente o eliminado completamente la necesidad de operaciones de mecanizado.
- No se desperdicia material (reducción de desperdicios de material en torno al 70 y el 80%).
- Precisión dimensional, buen acabado y un mejor control de la microestructura.
- Tiempo de fabricación corto y costes reducidos en las producciones de gran escala.
- Piezas imposibles por otros medios: porosidad controlada, mezcla de metales y no metales (cerámicos).

Las principales desventajas de este método de fabricación respecto a otros son las siguientes:

- Elevado coste de las matrices de compactación.
- Características mecánicas inferiores debido a la porosidad del material.
- Limitaciones de diseño: sección uniforme en la dirección de compactado, esbeltez limitada, etc.
- Los polvos son caros y difíciles de almacenar.

**CAPÍTULO II:**  
**PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL PARA LA**  
**DETERMINACIÓN DE LAS CARACTERÍSTICAS**  
**MECÁNICAS DE LAS ALEACIONES DE TI**

## **2.1 Introducción**

El objetivo de este proyecto es evaluar las características mecánicas de tres materiales fabricados por pulvimetalurgia: Titanio puro y la aleación Ti 6Al 4V fabricada a partir de dos tipos de polvo (prealeado, PA, y máster alloy, MA).

A continuación se va a realizar una descripción de todo el proceso que se ha seguido para la determinación de las características de estos materiales. La descripción abarca desde la fabricación de los materiales (la cual ha sido previa al actual proyecto) y su preparación, hasta la realización de los ensayos y el tratamiento de los datos obtenidos.

## **2.2 Materiales objeto de estudio**

### **2.2.1 Fabricación de los materiales**

Los materiales objeto de estudio han sido fabricados en el Departamento de Ciencia e Ingeniería de Materiales de la escuela politécnica de la Universidad Carlos III de Madrid [37, 62]. La fabricación se ha realizado por vía pulvimetalúrgica utilizando tres tipos de polvo. [38].

- Polvo de titanio elemental (HDH) con diferentes tamaños de partícula suministrados por la empresa GfE – Metalle und Materialien GmbH.
- Polvo prealeado de la aleación Ti-6Al-4V (HDH) del fabricante coreano “SE-JONG Materials CO., Ltd.”
- Aleación maestras de Al:V (35:65 porcentaje en peso) suministrados por la empresa GfE – Metalle und Materialien GmbH.

El método de HDH en Ti consiste en introducir altas concentraciones de H a temperaturas elevadas de entre 400 °C y 700 °C. Luego, a temperatura ambiente, el carácter frágil de los hidruros precipitados durante el enfriamiento permite la fácil pulverización del material. Una vez obtenido, el polvo se deshidrura sometándolo a alta temperatura (600-700 °C) en alto vacío. [63,64].

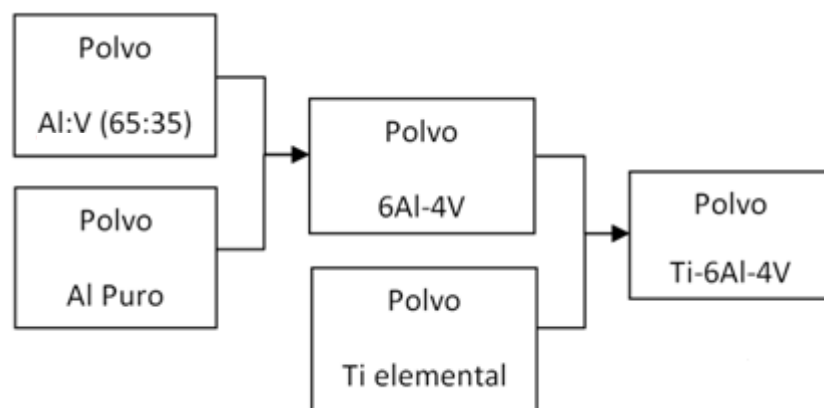
Una aleación pulvimetalúrgica prealeada es aquella en la que en los polvos cada partícula es una aleación que tiene la composición química deseada. [65].

Una aleación maestra es un polvo prealeado con una alta concentración de elementos de aleación, diseñado para ser diluido sobre un polvo base (titanio en nuestro caso) y así, alcanzar la composición química final requerida, la microestructura y las propiedades finales. [66].

A partir de estos polvos se obtienen los materiales con la siguiente designación:

- Ti HDH. Ti elemental.
- Ti6Al4V PA: a partir de polvo prealeado.
- Ti6Al4V MA: a partir de aleación maestra.

Tanto el polvo de Ti elemental como el de Ti6Al4V prealeado no han requerido preparación previa a la etapa de compactación. En el caso del material Ti6Al4V MA es necesario preparar el polvo para obtener tanto la composición como el tamaño de partícula adecuado. Para ello se realiza una molienda de alta energía (HEM) del polvo de aleación maestra 35Al:65V con la cantidad exacta de polvos de Al elemental para obtener la relación deseada entre el aluminio y el vanadio (60Al:40V). En una segunda etapa se añadió polvo de titanio elemental hasta obtener la relación adecuada. La figura 2.1 muestra un esquema de la obtención de la aleación.



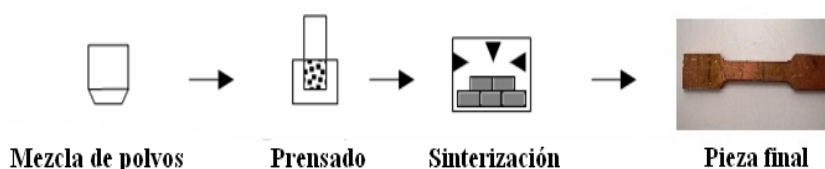
**Figura 2.1: Proceso de preparación de los polvos de la aleación Ti 6Al 4V MA.**

Una vez obtenidos los polvos con las proporciones deseadas, se compactaron en una prensa uniaxial de matriz flotante y se obtuvieron las piezas en verde. Estas piezas en

verde eran probetas para hacer un ensayo de tracción con la geometría especificada en la norma MPIF 10 [67].

A estas probetas en verde se las sometió a un proceso de sinterización a 1250 °C durante dos horas. El proceso de sinterización se realiza en un horno tubular con un nivel de vacío en torno a  $10^{-5}$  mbar y con una velocidad de calentamiento y enfriamiento de 5° C/min.

En la figura 2.2 se muestra un esquema del proceso de conformado seguido por las probetas. Estas probetas, como ya se ha comentado, se fabricaron en un trabajo previo realizado en el marco de la tesis de Leandro Bolzoni. [62]



**Figura 1.2: Proceso de fabricación de las probetas a ensayar**

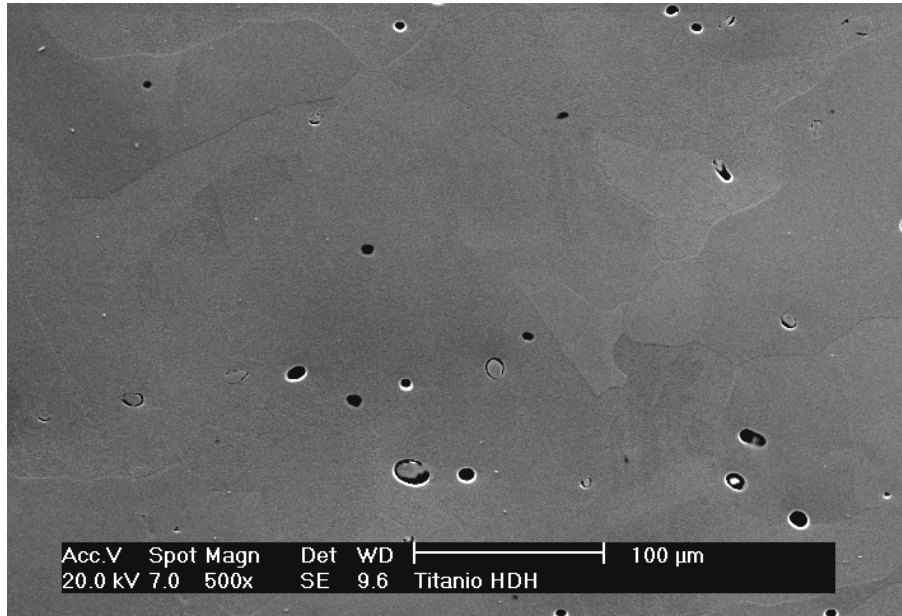
Las características de las probetas sinterizadas, según los resultados obtenidos en los estudios previos en la UC3M se recogen en la tabla 2.1. [40, 68]. En las figuras 2.3 a 2.5 se muestran las microestructuras obtenidas por SEM de los tres materiales objeto de estudio [40, 68], donde se aprecian características microestructurales como la porosidad, o la presencia de distintas fases. Cabe destacar que en el caso de la aleación Ti6Al4V, el material prealeado (figura 2.4) presenta mayor porosidad que el obtenido a partir de la aleación maestra.

**Tabla 2.1: Propiedades de los materiales objeto de estudio facilitados por la UC3M.**

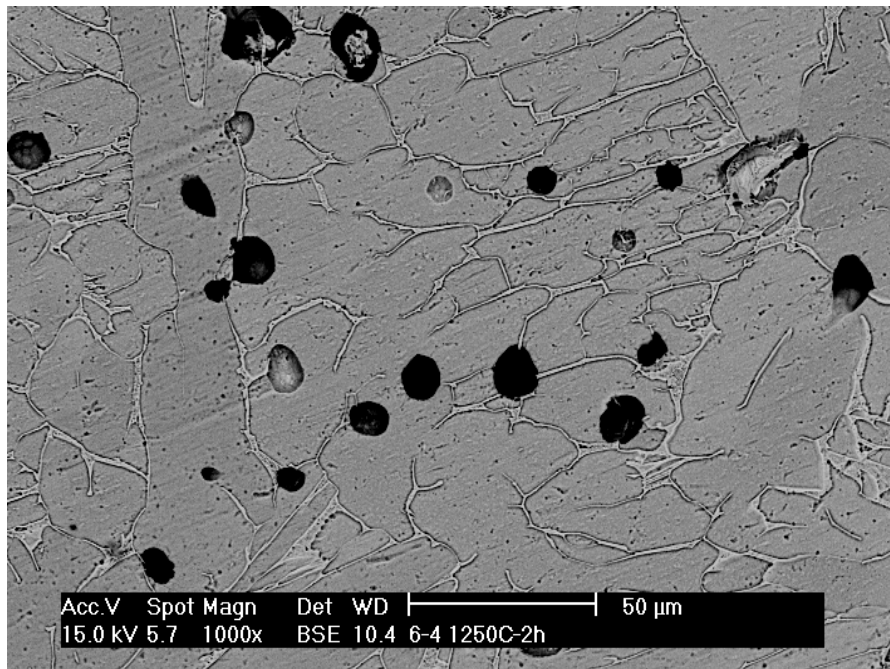
Material	<i>Ti – HDH</i>	<i>Ti-6Al-4V</i>	
		<i>Ti64-PA</i>	<i>Ti64-MA</i>
Densidad [g/cm <sup>3</sup> ]	4,32±0,014	4,08±0,019	4,20±0,042
Dureza [HV30]	206±8	310±12	354±8
TRS [MPa]	1182±7	964±73	1041±98
Flexural strain [%]	5,27±1,30	1,08±0,72	0,59±0,055
UTS [MPa]	573±12	911±52	903±29
Strain [%]	10,17±3,21	2,66±1,20	2,27±0,44
O [%]	0,323±0,013	0,613±0,021	0,0226±0,0038
N [%]	0,0203±0,0040	0,609±0,006	0,0221±0,0048



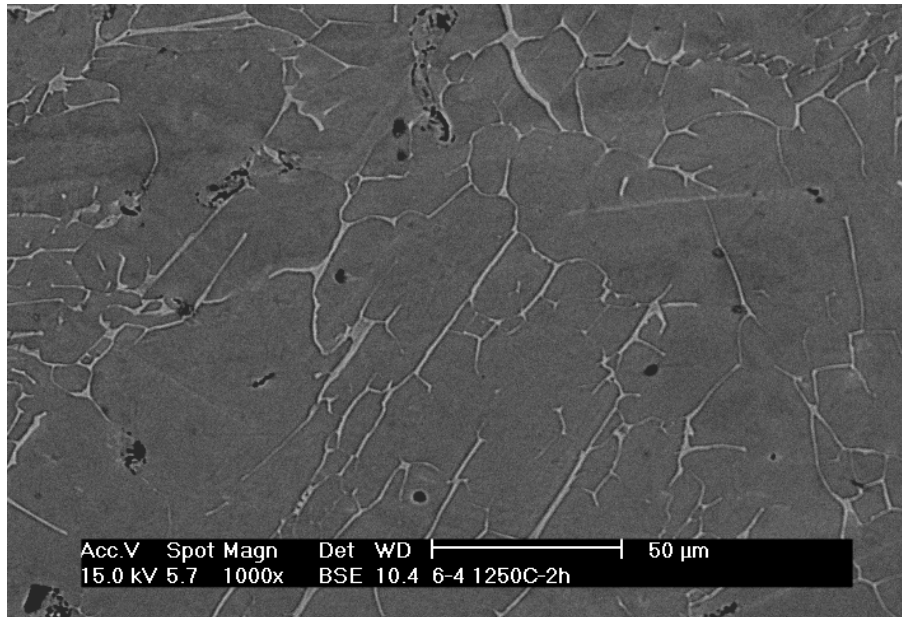
También se cuenta con las imágenes de las micrografías de los tres materiales. En ellas se aprecian detalles como la porosidad, la forma de grano y el tamaño de borde de grano.



**Figura 2.3: Micrografía a 500 aumentos del titanio HDH.**



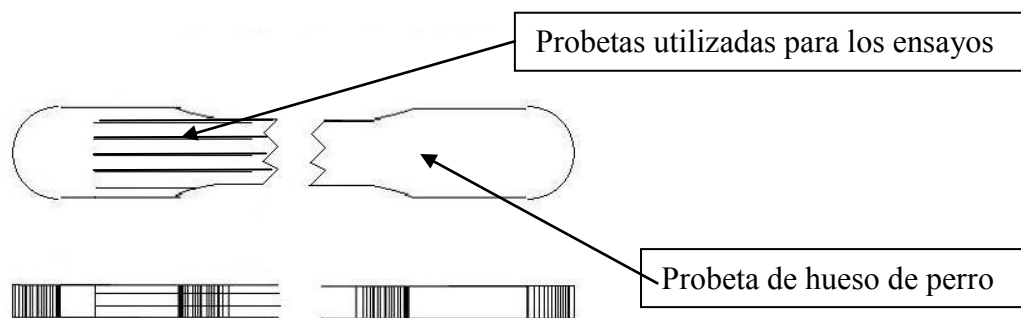
**Figura 2.4: Micrografía a 1000 aumentos del Ti 6Al 4V PA.**



**Figura 2.5: Micrografía a 1000 aumentos del Ti 6Al 4V MA.**

### 2.2.2 Preparación de los materiales

Para el estudio en este proyecto, el material de partida se suministró en forma de probeta de hueso de perro ensayada y cortada en dos de sus dimensiones de donde se extrajeron las probetas para los ensayos. En la figura 2.6 se muestra un esquema de las probetas de partida y en la figura 2.7 una foto de la probeta inicial y la obtenida por corte.



**Figura 2.6: Probeta de tracción de la cual se extrajeron las probetas a para este proyecto**



**Figura 2.7: Probeta utilizada para los ensayos de este proyecto (arriba) y mitad de probeta de hueso de perro precursora (abajo)**

Tras la fabricación de los materiales, se ha realizado un proceso de mecanizado que ha consistido en corte mediante electroerosión por hilo refrigerado (0,3 mm). Con este proceso, la pérdida de material se minimiza y se obtienen las probetas con las dimensiones requeridas para la correcta realización de los ensayos mecánicos. Las labores de corte de probetas grandes para dar las probetas a estudio se encargaron a una empresa especializada.

En la figura 2.8 se muestran las dimensiones nominales de las probetas utilizadas en los ensayos.



$L = 40-55 \text{ mm}$

$D = 1.40 \text{ mm}$

$B = 1.30 \text{ mm}$

**Figura 2.8: Esquema de las probetas con sus dimensiones nominales.**

## 2.3 Estudio de las propiedades mecánicas

Para la medida de las propiedades mecánicas del titanio y las dos aleaciones Ti6Al4V, se ha optado por realizar ensayos de flexión en tres puntos en dos modalidades: ensayo de resistencia a flexión (probetas sin entalla) y ensayo de tenacidad a fractura (probetas con entalla).

### 2.3.1 Ensayo de resistencia a flexión

Mediante este tipo de ensayo se obtienen gráficas fuerza-desplazamiento (F-  $\delta$ ) y a partir de ellas, mediante la teoría de resistencia de materiales, gráficas tensión-deformación ( $\sigma$ - $\epsilon$ ). La tensión bajo la línea central de la probeta, sobre la cara en tracción, se calculó a partir de la fuerza registrada y las dimensiones de la probeta, según la ecuación clásica obtenida por resistencia de materiales:

$$\sigma_{\text{Flexión}} = \frac{3FL}{2BD^2} \quad \text{Ec [1]}$$

Donde:

$\sigma_F$ = Resistencia a flexión  
F= Carga aplicada  
B = espesor o ancho de la probeta  
D= altura o canto de la probeta  
L= distancia entre apoyos

De la misma forma, la deformación elástica lineal se calcula a partir de la siguiente expresión:

$$\epsilon = \frac{6\delta D}{L^2} \quad \text{Ec [2]}$$

Donde:

$\epsilon$ = Deformación lineal  
 $\delta$ = Flecha o desplazamiento de punto de carga  
D= altura o canto de la probeta  
L= distancia entre apoyos

De las gráficas ( $\sigma$ -  $\epsilon$ ) se pueden obtener datos como el módulo de elasticidad, el límite elástico ( $\sigma_{0,2\%}$ ), el módulo de rotura y la deformación máxima.

### 2.3.2 Ensayo de tenacidad de fractura

Con fines estructurales resulta de gran importancia determinar la resistencia mecánica de los materiales en presencia de una grieta, antes de que se produzca la rotura catastrófica. Con esta intención, la Mecánica de Fractura Elástico-Lineal establece, para los materiales elásticos, criterios de rotura que expresan el advenimiento de la rotura según ciertos parámetros supervisables que alcanzan su valor crítico.

Estos criterios pueden aplicarse según un planteamiento global o en un planteamiento local. [69]. Por un lado, el planteamiento global se basa en un balance energético entre la energía disponible (la suministrada desde el exterior) y la energía gastada en la rotura. Por otro lado, el planteamiento local, válido únicamente para materiales elástico-lineales, es función de los campos de tensiones y desplazamientos cercanos al fondo de la fisura. Estos quedan totalmente caracterizados por el denominado factor de intensidad de tensiones  $K_I$ .

El criterio de rotura puede expresarse por tanto en función de cualquiera de los dos parámetros, tanto la energía disponible como el factor de intensidad de tensiones, existiendo una correspondencia entre ambos para cada modo de deformación. La fisura se volverá inestable cuando la energía disponible o el factor de intensidad de tensiones, alcance un valor crítico. Para materiales elásticos lineales, se utiliza generalmente el criterio de fractura local porque es más sencillo calcular el factor de intensidad de tensiones que la energía disponible.

El criterio local de fractura suele expresarse, según lo expuesto, como:  $K_I = K_{IC}$ , donde  $K_{IC}$  es la llamada tenacidad de fractura del material, es decir, el valor crítico del factor de intensidad de tensiones  $K_I$  a partir del cual se inicia la propagación de la fisura. Si  $K_I$  se mantiene inferior a  $K_{IC}$ , la rotura no es posible.  $K_I$  es una función que debe calcularse y que depende de la geometría, de la longitud de fisura y de las solicitaciones.

$K_{IC}$ , es una propiedad intrínseca del material que debe medirse. En condiciones de deformación plana, para una temperatura y velocidad de sollicitación determinadas, la Mecánica de Fractura Elástico-Lineal postula que  $K_{IC}$  es una constante del material, igual que el módulo elástico o la tensión de rotura de un material. [69].

El ensayo cuasi-estático consiste en someter la probeta prefisurada a una carga creciente hasta rotura. Se va registrando la carga aplicada a la probeta frente al desplazamiento relativo de los labios de la fisura. Interesa la carga crítica que inicia la propagación de la fisura.

El cálculo del factor de intensidad de tensiones crítico se lleva a cabo mediante la siguiente ecuación que se ha demostrado válida para un comportamiento elástico y lineal y que proporciona una aproximación al valor aparente cuando el material se comporta de forma dúctil. [70].

$$K_{Ic} = \frac{3PL\sqrt{\pi a}}{2W^2} \frac{A - \frac{a}{W}B + \left(\frac{a}{W}\right)^2 C - \left(\frac{a}{W}\right)^3 D + \left(\frac{a}{W}\right)^4 E}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}} \left(1 - \frac{2a}{W}\right) \sqrt{\pi}} \quad \text{Ec [3]}$$

donde:

$$A = 1.989 - 0.356 \frac{W}{L}$$

$$B = 1.217 - 0.315 \frac{W}{L}$$

$$C = 3.212 - 0.705 \frac{W}{L}$$

$$D = 3.222 - 0.020 \frac{W}{L}$$

$$E = 1.226 - 0.015 \frac{W}{L}$$

a = longitud de la grieta

P = carga por unidad de espesor de la probeta

W = canto

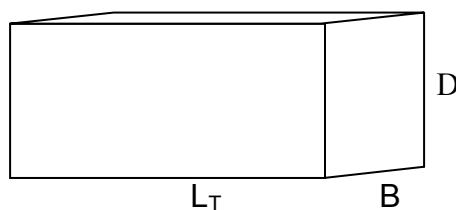
L = distancia entre apoyos

## 2.4 Metodología de los ensayos

A continuación se va a describir el proceso que se ha seguido para la realización de los ensayos. Un primer paso ha consistido en la selección de las muestras de cada material. En este caso se han seleccionado nueve probetas de cada material para cada uno de los ensayos (Resistencia a Flexión y Tenacidad de Fractura). De esta forma se han realizado ensayos a tres probetas por cada una de las temperaturas elegidas para la caracterización. 25°, 200° y 400° (°C).

### 2.4.1 Ensayos de resistencia a flexión

En primer lugar se han medido y nombrado cada una de las probetas. Se ha medido el ancho (B), el canto (D) y la longitud ( $L_T$ ). Para descartar probetas con defectos (probetas no prismáticas) debido al proceso de corte, se ha medido B y D en el centro y en cada uno de los extremos de la probeta. Las dimensiones nominales de las probetas han sido de:  $D=1,40$  mm y  $B=1,30$  mm. Figura 2.9



**Figura 2.9: Esquema de las probetas**

Es muy importante que la probeta se encuentre lo más centrada posible con respecto a los rodillos, tanto de frente como de perfil para no perder la simetría del dispositivo, introduciendo tensiones diferentes a las que se buscan. Por ello, se utilizó un “dispositivo centrador” para la colocación de las probetas en la máquina de ensayo.

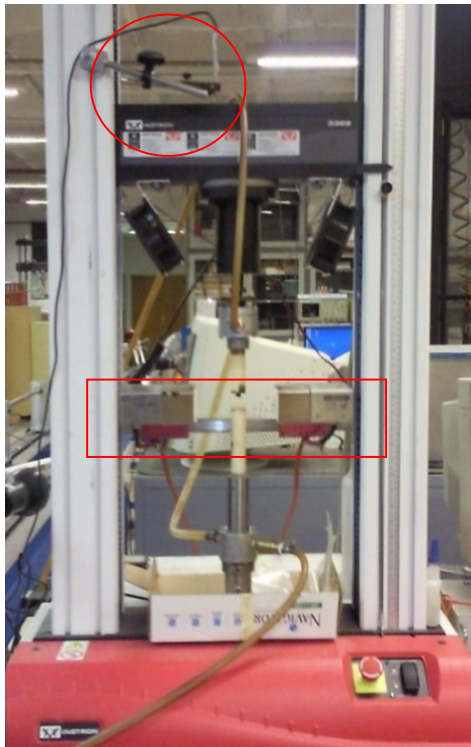
Se colocaba todo el conjunto en la máquina de ensayo y se bloqueaba mediante una pequeña precarga de compresión de entre 4 y 5 N sobre la probeta; se retiraba el dispositivo centrador, dejando el resto de elementos correctamente centrados entre sí y con respecto a la máquina.

El ensayo mecánico se realizó en una máquina servo-mecánica (Instron 3369). Figura 2.10(a). Todos los ensayos se realizaron a una velocidad constante de  $100\text{ }\mu\text{m/min}$ . La duración de los ensayos ha venido determinada por la tensión de rotura, en caso de haberla, o por la flecha máxima admisible en el ensayo.

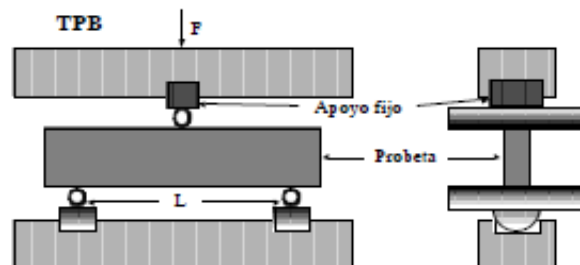
Los ensayos de alta temperatura se realizaron en el interior de un horno MTS 653 con controlador EURO THERM de resistencias de SiC, acoplado a la máquina de ensayos (Figura 2.10(a)), siendo la velocidad de calentamiento de  $30\text{ }^{\circ}\text{C/min}$  y manteniéndose constante la temperatura durante 15 minutos antes del ensayo. Dos termopares, dispuestos cerca de los extremos opuestos de las probetas, permitieron registrar su temperatura y controlarla en zonas independientes.

Ya que la masa térmica del horno era mucho mayor que la de la probeta no se apreciaron gradientes significativos de temperatura, siendo la estabilidad mejor que  $\pm 1$  °C. Para aplicar la carga se utilizaron unas barras de alúmina de 99.7 % de pureza, las cuales fueron refrigeradas en sus extremos mediante un circuito cerrado de agua a 20 °C, a fin de evitar sobrecalentamiento de la célula de carga y el actuador de la máquina. Además se instaló un ventilador sobre la parte superior del horno para evitar que el gas caliente que asciende por efecto chimenea se embolse alrededor de la célula de carga y provoque un mal funcionamiento de la misma.

En la Figura 2.8(b) se muestra el esquema de los distintos dispositivos usados para los ensayos mecánicos, todos ellos construidos en alúmina de alta pureza (99.7%). Los tres puntos de apoyo de la probeta, a través de los cuales se transmiten las fuerzas, se materializaron mediante tres rodillos de 3 mm de diámetro. La distancia entre apoyos fue de 12 mm. La carga se midió con una célula de carga de  $\pm 1000$  N de capacidad y una resolución de  $\pm 0.1$  N. La flecha en el centro se determinó con un LVDT (Linear Variable Differential Transformer) de  $\pm 5$  mm de recorrido.



**Figura 2.10(a):** Máquina de ensayo Instron 3369. Se puede ver el horno acoplado a la máquina de ensayos. Y en la parte superior el LVDT.



**Figura 2.10(b):** Dispositivo del ensayo de flexión en tres puntos. Ensayo de resistencia a flexión.



## 2.4.2 Ensayos de tenacidad a fractura

En el caso del ensayo de tenacidad a fractura, después de realizar la comprobación de las dimensiones de la probeta se ha realizado una marca en la mitad de la misma para indicar la posición de la entalla. El proceso de introducción de entallas se describe en el siguiente apartado con especial detalle debido a que se trata de un método experimental.

### ▪ Descripción del proceso de entallado

Debido a la alta importancia que tiene la entalla a la hora de determinar el factor de concentración de tensiones ( $K_{IC}$ ), las entallas se hicieron conforme al método SEVNB (single edge V-notch beam). Mediante este método se han obtenido entallas con las características necesarias para la correcta medida de  $K_{IC}$ . En concreto era necesario obtener entallas con una longitud en el intervalo 300-420  $\mu\text{m}$  y con un radio de entalla lo más pequeño posible.

La entalladora empleada consta de un mecanismo biela-manivela (Figura 2.11). La manivela está anclada a un eje que tiene un movimiento de rotación producido por un motor eléctrico. La biela está sujeta al soporte de la probeta al que imprime un movimiento de oscilación sobre unas guías. La cuchilla es de uso único y se ajusta mediante unos tornillos de sujeción. El elemento abrasivo empleado ha sido pasta de diamante.



Figura 2.11: Imágenes de la entalladora utilizada.

En un primer momento se realizó un análisis preliminar, por medio de comprobaciones experimentales, de la velocidad de generación de entallas con el método de SENVB particularizado para el material en estudio.

Las variables a tener en cuenta en el mecanizado de la entalla por el método SENVB son:

- La fuerza de aplicación de la herramienta de corte (**F**).
- La frecuencia del movimiento de vaivén de la herramienta (**f**).
- Material a mecanizar.
- Elemento abrasivo empleado.
- Material de corte.

El elemento abrasivo y el material de corte empleado son fijos y no pueden modificarse. La experiencia dicta que los tres primeros factores son los más influyentes sobre el radio de fondo de la entalla ( $r$ ) y sobre el tiempo requerido para generar la entalla ( $t$ ).

$$t, r = f(F, f, \text{material})$$

El material a mecanizar influye de forma determinante, siendo muy fácilmente mecanizables las cerámicas, contrastando este hecho con las dificultades acontecidas para los metales y sus aleaciones.

También se ha comprobó que con frecuencias de paso elevadas se obtenían unos resultados ligeramente mejores, sobre todo en cuanto al radio de fondo de entalla. Aún así la frecuencia tuvo que limitarse a 20 Hz por las vibraciones inducidas en el soporte de la probeta que podían afectar significativamente a la forma de la entalla.

El método “Simple Edge Nodge V Beam” se ha demostrado válido para el material objeto de estudio en este proyecto, ya que el radio de fondo de entalla obtenido es muy pequeño (6-14  $\mu\text{m}$ ). Además la herramienta de corte no induce deformación plástica en la punta de la entalla. Con ello la dependencia del factor crítico de intensidad de tensiones con el radio de fondo de entalla no es importante y pueden compararse, así,

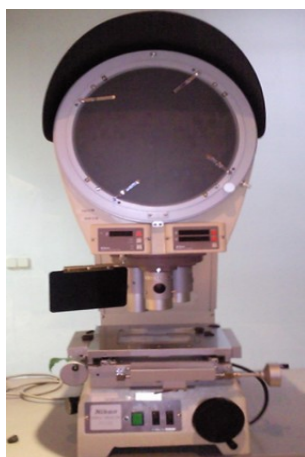
los resultados obtenidos de  $K_{IC}$  para distintas probetas a una misma temperatura y para longitudes de entalla que inevitablemente difieren.

Una vez se ha realizado la entalla se sumerge la probeta en acetona para efectuar una limpieza por ultrasonidos (Figura 2.12). Mediante el baño con ultrasonidos se eliminan de la entalla los restos de material y del abrasivo utilizado.



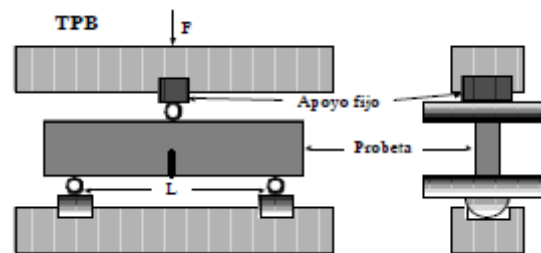
**Figura 2.12: Dispositivo de limpieza por ultrasonidos**

Con la probeta entallada y limpia se midió la longitud y el diámetro de la entalla mediante un proyector de perfiles digital NIKON V-12B con 1  $\mu\text{m}$  de resolución. (Figura 2.13). Estas dos medidas se han tomado a ambos lados de la entalla para comprobar la homogeneidad de la misma a lo ancho de la probeta. Todas las entallas han sido realizadas en V y han tenido una longitud de entre 300 y 400  $\mu\text{m}$  y un radio de fondo de entalla en torno a 10  $\mu\text{m}$ .



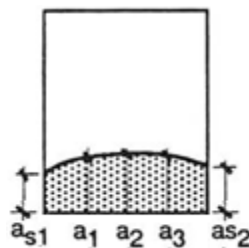
**Figura 2.13. Proyector de perfiles digital NIKON V-12B con 1  $\mu\text{m}$  de resolución**

Con la probeta entallada se ha colocado en la máquina de ensayos según la disposición de la figura 2.14. Para la colocación de la probeta en la máquina de ensayos se ha utilizado el mismo dispositivo centrador que en el caso de los ensayos de tensión-deformación, en este caso el apoyo central y la entalla debían estar en el mismo plano vertical. La máquina de ensayos (Instron 3369) y los dispositivos de medida (célula de carga y LVDT) al igual que las condiciones de ensayo (velocidad, distancia entre apoyos) han sido las mismas que los ensayos de resistencia a flexión.



**Figura 2.14: Ensayos de tenacidad de fractura con entalla en la parte inferior de la probeta.**

Una vez concluido el ensayo se procedió a la medida de la longitud de la entalla con una de las dos mitades de la probeta fracturada. Para ello, se promedia el valor medido en el centro ( $a_2$  en la Figura 2.15) y los dos valores medidos en los puntos intermedios entre el centro y las caras laterales de la probeta ( $a_1$  y  $a_3$ ). Para poder medir la longitud de la entalla se ha utilizado el proyector de perfiles con la función de reflexión.



**Figura 2.15: Determinación de la longitud de fisura**

Para la validez de la entalla se tienen que cumplir las dos indicaciones siguientes. Primero, las tres medidas no pueden diferir de la media más del 10%. Por otro lado, la longitud de la fisura tiene que ser superior a 300  $\mu\text{m}$ .

### ■ *Análisis Fractográfico*

Por último, una vez validados los ensayos mediante la medida de las entallas, se procedió al análisis de las superficies de fractura de las probetas ensayadas. Este análisis se realizó en un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM 6300 (Figura 2.16), a fin de determinar los mecanismos de rotura de los distintos materiales a las distintas temperaturas.



**Figura 2.16:** Imagen del microscopio electrónico de barrido.

## **CAPÍTULO III**

# **OBTENCIÓN Y ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS**

### **3.1 Introducción**

En el presente capítulo se van a mostrar y analizar los resultados obtenidos a través de los ensayos realizados. El control de ensayo, y el registro de los parámetros de éste, se llevó a cabo mediante el programa BLUEHILL (INSTRON Corp) que tomaba directamente los datos digitales de la electrónica de la maquina. En concreto se han registrado datos de tiempo, fuerza y flecha.

Para el ensayo de fractura se ha realizado un análisis fractográfico mediante un microscopio electrónico de barrido. Mediante esta técnica se pueden determinar los mecanismos de rotura del material.

Para el análisis de los resultados se utilizarán complementariamente datos aportados por ensayos realizados anteriormente en la UC3M. El conjunto de datos obtenidos junto a la bibliografía existente permitirá extraer conclusiones sobre la aplicación de técnicas pulvimetalúrgicas de bajo coste a la fabricación y a la caracterización mecánica de titanio y su aleación Ti 6Al 4V.

### **3.2 Obtención de los resultados**

Una vez obtenidos los datos resultantes de los ensayos, fuerza y desplazamiento, se ha realizado un tratamiento de los mismos con la finalidad de obtener los resultados deseados. A continuación se describe el proceso de tratamiento de los datos que ha dado lugar a los resultados objeto de análisis.

#### **3.2.1 Ensayos de resistencia a flexión**

El primer paso ha sido el cálculo de los valores de  $\sigma$ - $\epsilon$ , los cuales se han obtenido mediante la aplicación de las ecuaciones clásicas obtenidas por resistencia de materiales ( $E_c[1]$ ,  $E_c[2]$ ) a partir de los datos de  $F$ - $\delta$ , de las dimensiones de las probetas y la distancia entre apoyos (12 mm).

Con los valores de  $\sigma$ - $\epsilon$  calculados se han obtenido los valores de **tensión máxima** en los casos en los que se produjo la rotura de la probeta durante el ensayo.

El siguiente paso ha sido el cálculo del **módulo de elasticidad (E)** que se ha obtenido como el valor de la pendiente de la recta aproximación a la curva  $\sigma$ - $\epsilon$  en su parte elástica. Con el valor de E calculado para cada probeta se ha obtenido el **Límite Elástico al 0,2%**. Para ello se considera como límite elástico la tensión a la cual el material tiene una deformación plástica del 0.2%

Se han presentado gráficamente los resultados de  $\sigma$ - $\epsilon$  de los ensayos. Para ello se ha realizado una translación horizontal de las curvas con la finalidad de incluir en las graficas la parte de las curvas no registradas debido a la precarga. Para ello se ha calculado los puntos  $y = 0$  en las rectas con pendiente E.

Por último se han representado gráficamente los valores de  $\sigma$ - $\epsilon$  para cada material a las tres temperaturas a las que se han realizado los ensayos para poder analizar la influencia de la temperatura en los resultados.

### 3.2.2 Ensayos de tenacidad de fractura

El primer paso ha sido la representación gráfica de los valores de fuerza-desplazamiento obtenidos durante los ensayos.

El siguiente paso ha consistido en el cálculo de los valores del **factor de concentración de tensiones ( $K_{IC}$ )** mediante la ecuación presentada en el apartado 2.3.2 (Ec[3]). Para ello se han utilizado las dimensiones de la probeta, la longitud de la entalla, la distancia entre apoyos y la fuerza máxima registrada.

Se han representado los valores de  $F$ - $\delta$  para cada material a las tres temperaturas a las que se han realizado los ensayos para poder analizar la influencia de la temperatura en los resultados y para validar el valor de concentración de tensiones calculado.



Por último se ha calculado la **energía absorbida** por cada uno de los materiales durante el ensayo de fractura. Esto ha sido posible ya que la propagación de la grieta durante los ensayos ha sido estable lo que ha permitido el cálculo del área bajo la curva F- $\delta$ .

### **3.2.3 Análisis fractográfico**

Para determinar los mecanismos de fractura de los materiales estudiados se ha llevado a cabo un análisis fractográfico que ha consistido en la visualización de las superficies de fractura a través de un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM 6300.

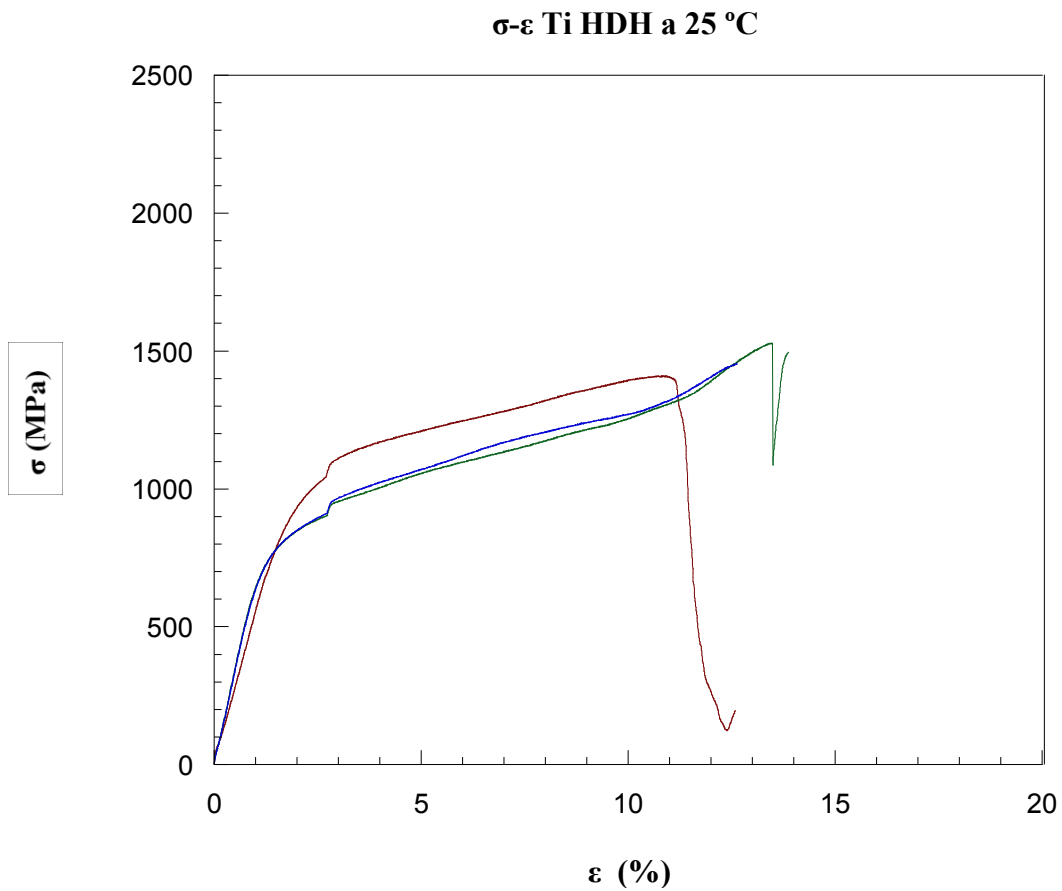
## **3.3 Análisis de los resultados por material**

En este apartado se van a presentar los resultados obtenidos de los ensayos, así como la realización de un análisis de los mismos. Para facilitar la interpretación de los resultados, éstos se van a presentar organizados primero por materiales, y dentro de cada uno por tipo de ensayo y temperatura.

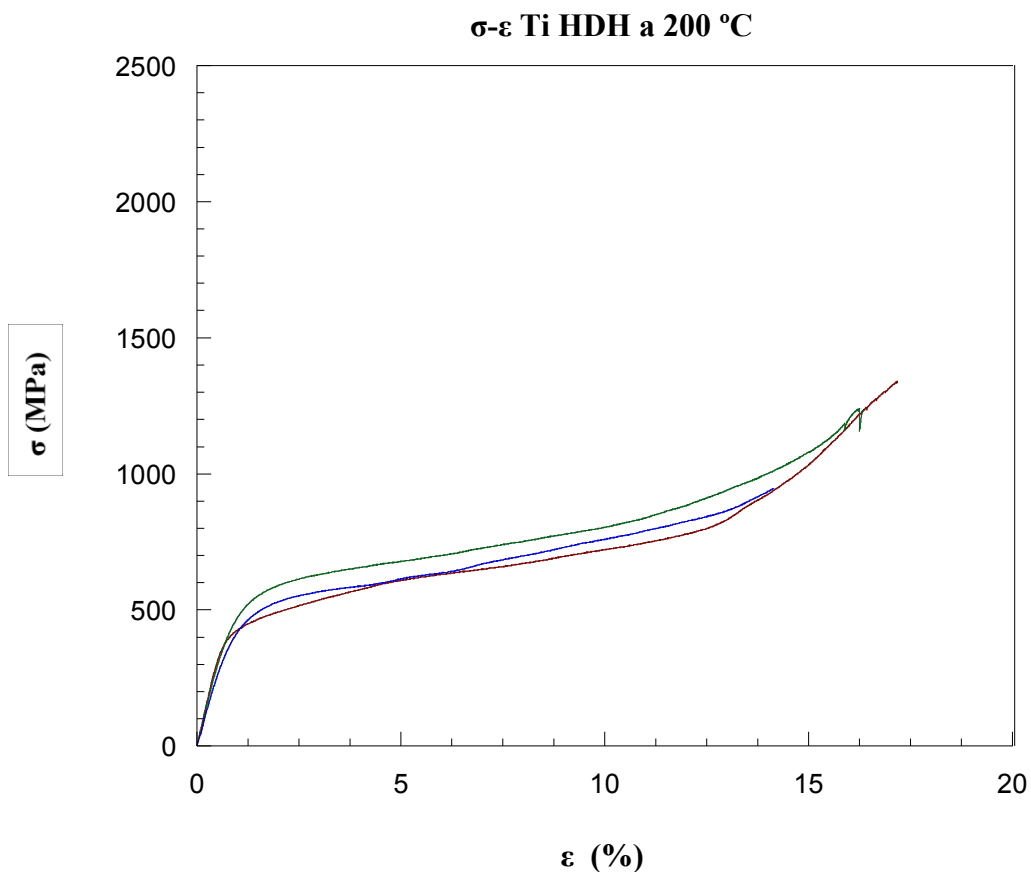
### **3.3.1 Titanio HDH**

- ***Ensayos de resistencia a flexión***

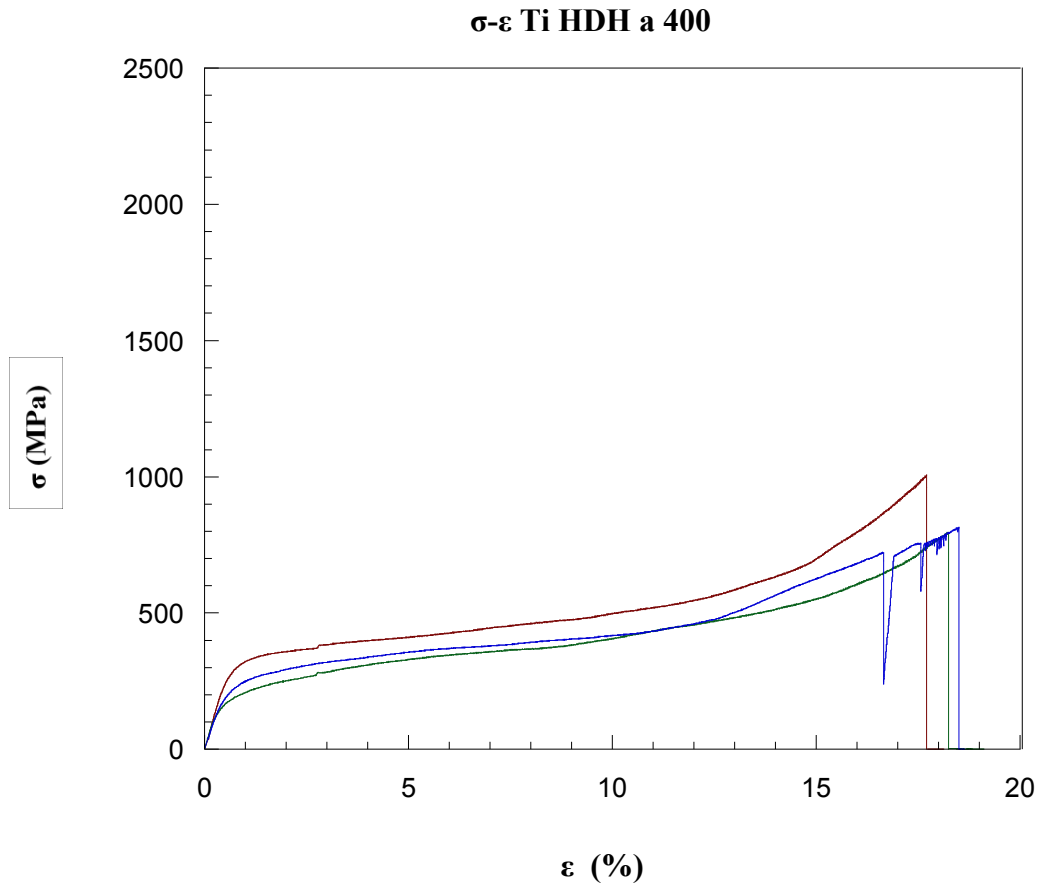
De la realización de los ensayos y el posterior tratamiento de los resultados obtenidos, se obtienen las gráficas de las figuras 3.1 a 3.3 en las que se muestran las curvas de tensión-deformación. En cada una de las figuras se han representado las tres curvas correspondientes a los tres ensayos realizados a una misma temperatura.



**Figura 3.1: Gráfica tensión-deformación de las tres muestras del Ti HDH a 25 °C.  
Ensayo de resistencia a flexión.**



**Figura 3.2: Gráfica tensión-deformación de las tres muestras del Ti HDH a 200 °C.  
Ensayo de resistencia a flexión.**



**Figura 3.3: Gráfica tensión-deformación de las tres muestras del Ti HDH a 200 °C.  
Ensayo de resistencia a flexión.**

De la visualización de las gráficas representadas podemos extraer una serie de conclusiones respecto a las propiedades del material:

1º.- A las tres temperaturas a las que se ha realizado el ensayo, este material presenta un comportamiento plástico. Esto se puede observar, a través de la gran deformación plástica que sufre el material durante el ensayo.

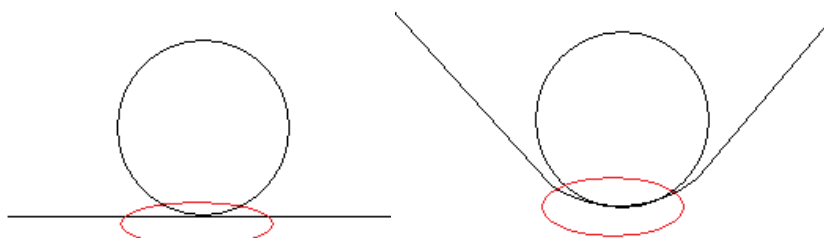
Asimismo el incremento de la tensión que soporta el material durante su deformación plástica, va disminuyendo conforme se aumenta la temperatura en los ensayos.

2º.- También se observa en las gráficas que sólo en uno de los ensayos, de los realizados a 25 °C, se ha producido la rotura de la probeta. Por lo que si bien el valor de tensión máxima obtenido nos puede servir de referencia, no podemos considerar este valor como representativo al ser el único, puesto que la rotura de la probeta ha podido

ocasionarse debido a un defecto superficial o interno que haya producido un efecto de concentración de tensiones, el cual haya desencadenado dicha rotura.

3°.- Debido a la gran plasticidad de este material, y como hemos comentado, salvo en uno de los ensayos no se produce rotura. Por lo que, en un principio, el final del ensayo vendría determinado por la flecha máxima que nuestra disposición de ensayos permitiría. Esta flecha correspondería, aproximadamente, al diámetro de nuestros apoyos.

En la práctica, esto no ha sido así, ya que conforme la flexión de las probetas iba en aumento, el punto de apoyo superior, se convertía en un apoyo superficial y no lineal. Esta variación de las condiciones del apoyo superior, que se manifiesta en las gráficas como un incremento repentino de la inclinación de las curvas en su parte plástica, se representa en la figura 3.4.



**Figura 3.4: Esquema del apoyo superior en el momento de inicio del ensayo y en el momento de final del ensayo debido al aumento de fuerzas registradas.**

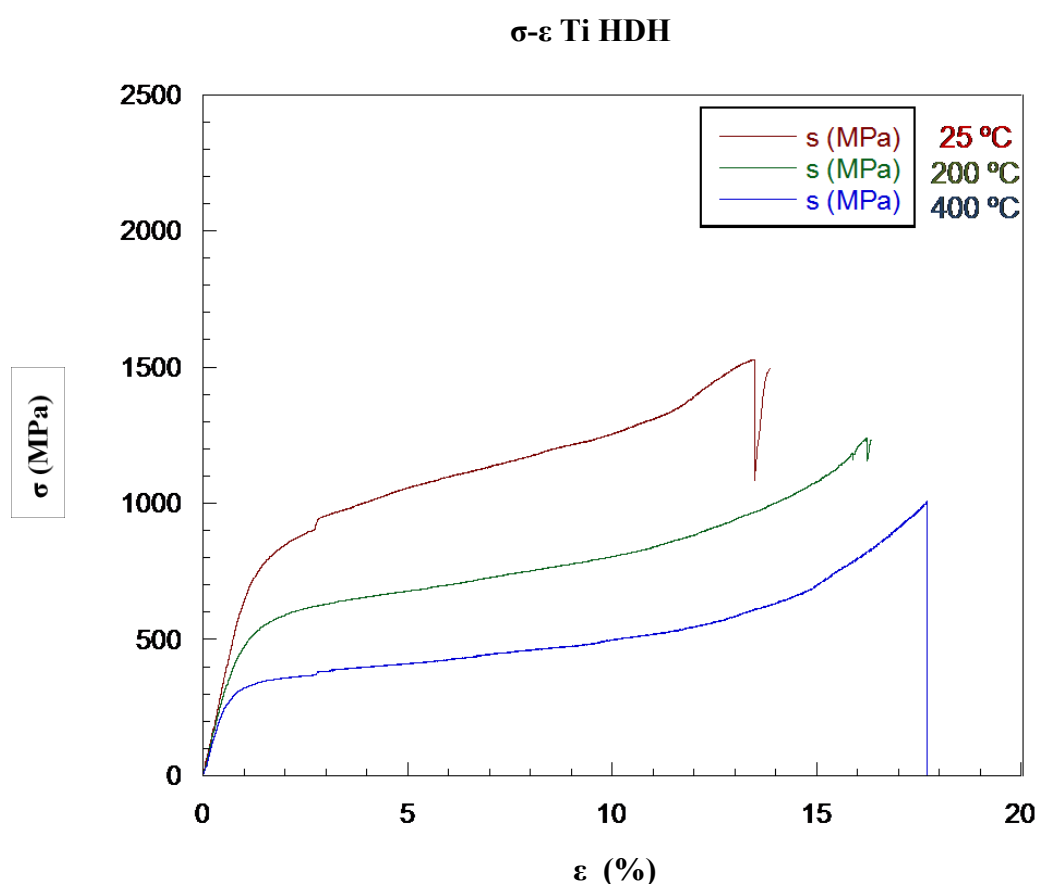
Del mismo modo se aprecia que en algunas de las curvas, se observan discontinuidades en forma de grandes variaciones repentinas de la tensión registrada. Esto se debe a que la rotación de los soportes, no siempre es continua, produciéndose pequeños “saltos” que quedan registrados en las curvas.

Por otro lado, observamos que el límite elástico se reduce considerablemente conforme se aumenta la temperatura (Figuras 3.1 a 3.3). Esto nos indica que la elasticidad del material disminuye con la temperatura.

Respecto al módulo de elasticidad si bien, sufre variación con el aumento de temperatura, en la representación gráfica no se aprecia con demasiada claridad (Figuras 3.1 a 3.3). Por lo que para cuantificar dicha variación respecto a la temperatura nos serviremos de los resultados numéricos obtenidos acompañados de su representación gráfica (figura 3.7 y tabla 3.1).

Cabe destacar que los resultados obtenidos dentro de los ensayos a cada una de las temperaturas son muy similares, lo que nos indica, por un lado que el material obtenido es bastante homogéneo, y por otro nos indica que este tipo de ensayo es adecuado para este material.

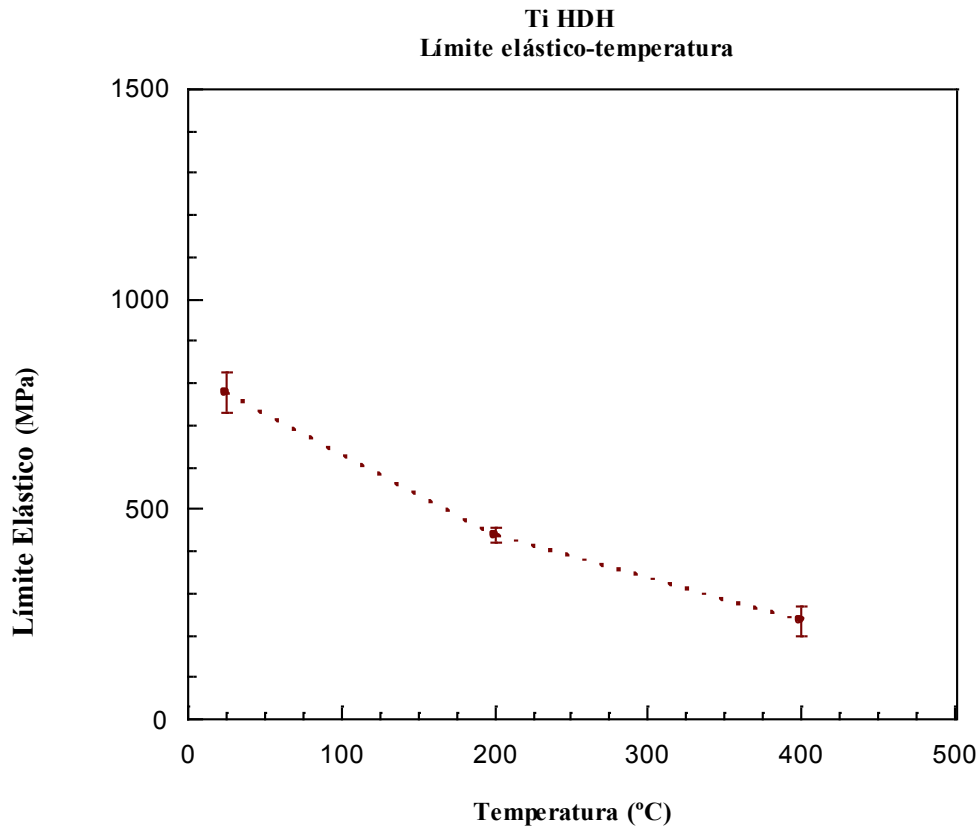
Para ilustrar la variación de las curvas de tensión – deformación de este material respecto a la temperatura, en la figura 3.5 se muestra una gráfica en la que están representadas las curvas obtenidas a cada una de las tres temperaturas de los ensayos.



**Figura 3.5: Gráfica tensión-deformación del Ti HDH a 25, 200 y 400 °C. Ensayos de resistencia a flexión.**

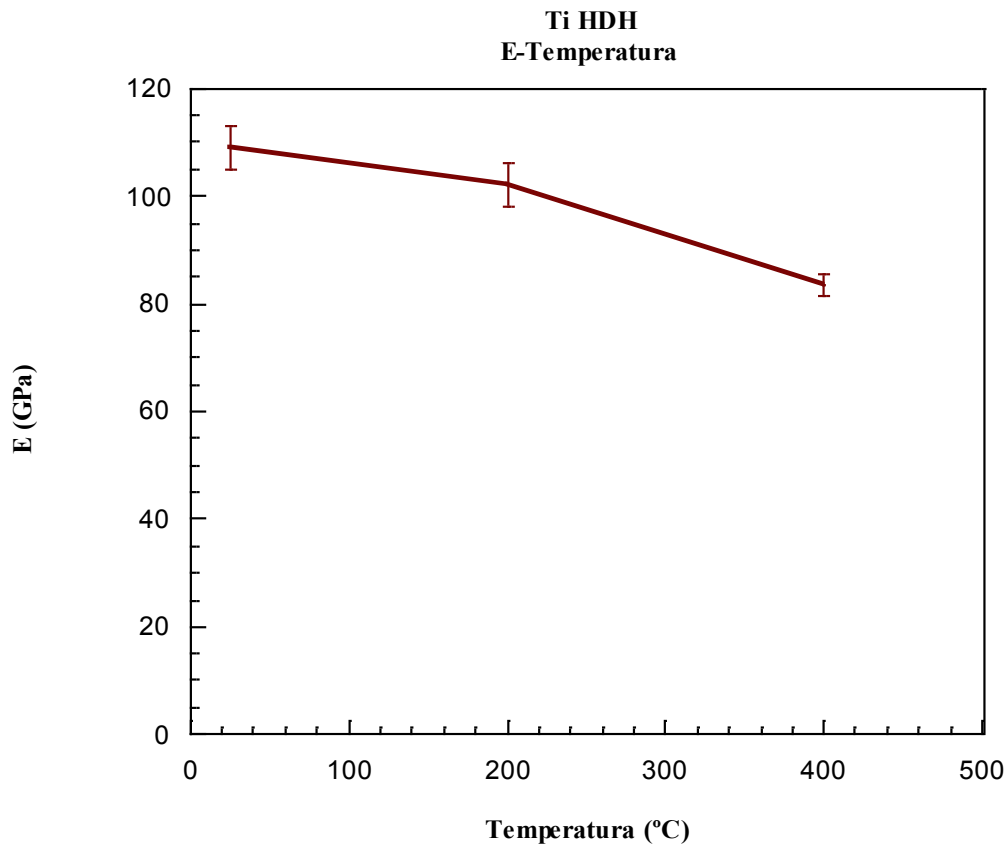
El límite elástico a flexión muestra una leve dispersión de los resultados, siendo los datos bastante homogéneos lo que nos indica por un lado, la homogeneidad del material fabricado y por otro la validez de estos ensayos para la determinación de las características mecánicas de este material. En la figura 3.6 se muestran los valores de

límite elástico ( $\sigma_{0,2\%}$ ) en función de la temperatura, observándose una disminución de del límite elástico respecto al aumento de la temperatura como cabía esperar. Sí cabe destacar el descenso que sufre el límite elástico con el aumento de la temperatura es prácticamente lineal.



**Figura 3.6: Gráfica límite elástico-temperatura del Ti HDH a 25, 200 y 400 °C.  
Ensayo de resistencia a flexión.**

En la figura 3.7 se muestran los valores del módulo de elasticidad (E) en función de la temperatura, observándose de nuevo una disminución de este valor respecto al de la temperatura ambiente

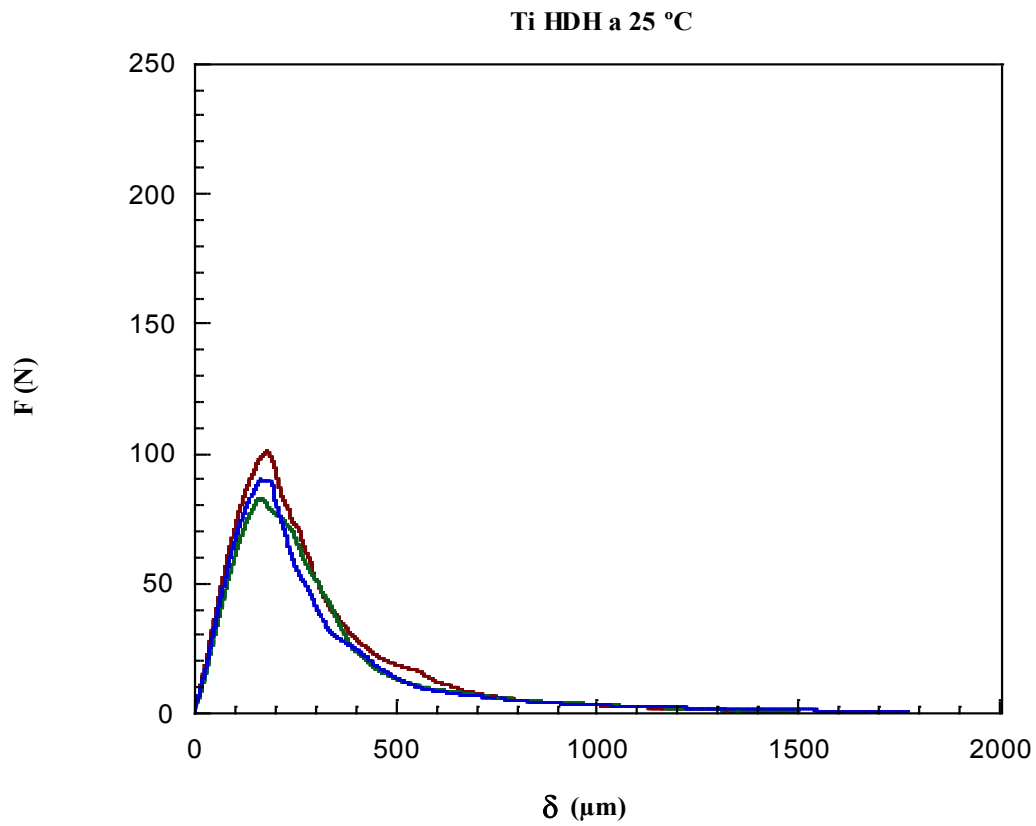


**Figura 3.7: Gráfica módulo de elasticidad-temperatura del Ti HDH a 25, 200 y 400 °C. Ensayo de resistencia a flexión.**

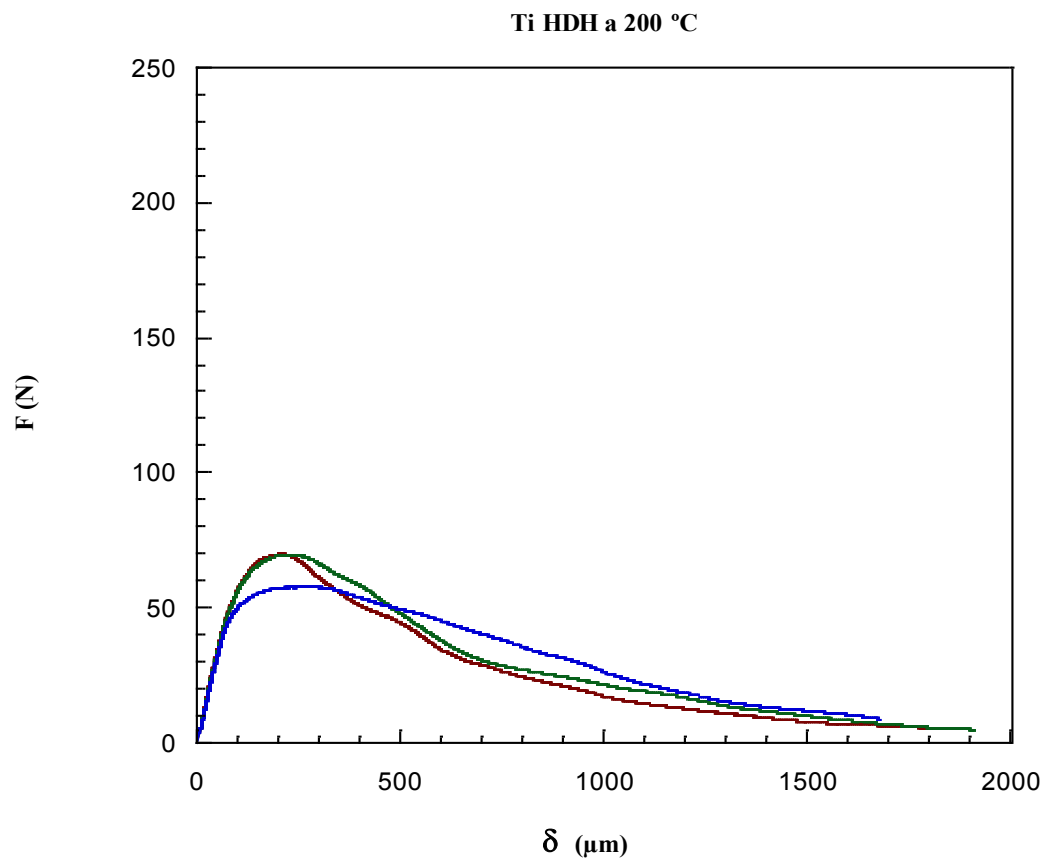
Se observa un descenso del módulo de elasticidad calculado, conforme se aumenta la temperatura de ensayo. La dispersión de los resultados obtenidos durante los ensayos a cada una de las temperaturas es menor al 5%.

- ***Ensayos de tenacidad de fractura***

De la realización de los ensayos de fractura estática y el posterior tratamiento de los resultados obtenidos, se obtienen las gráficas de las figuras 3.8 a 3.10 en las que se muestran las curvas de fuerza - desplazamiento. En cada una de las gráficas se han representado las tres curvas correspondientes a los tres ensayos realizados a una misma temperatura.

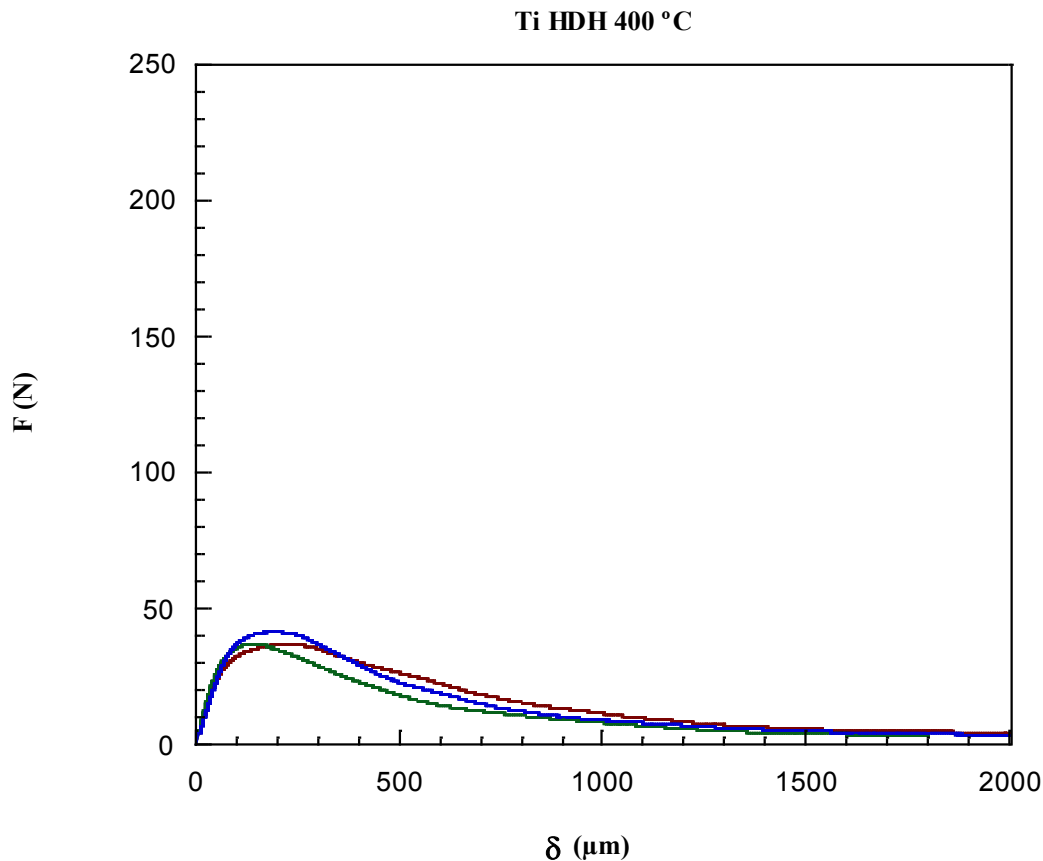


**Figura 3.8:** Gráfica Fuerza-desplazamiento de las tres muestras del Ti HDH a 25 °C.  
Ensayo de tenacidad de fractura.



**Figura 3.9:** Gráfica Fuerza-desplazamiento de las tres muestras del Ti HDH a 200 °C.  
Ensayo de tenacidad de fractura.





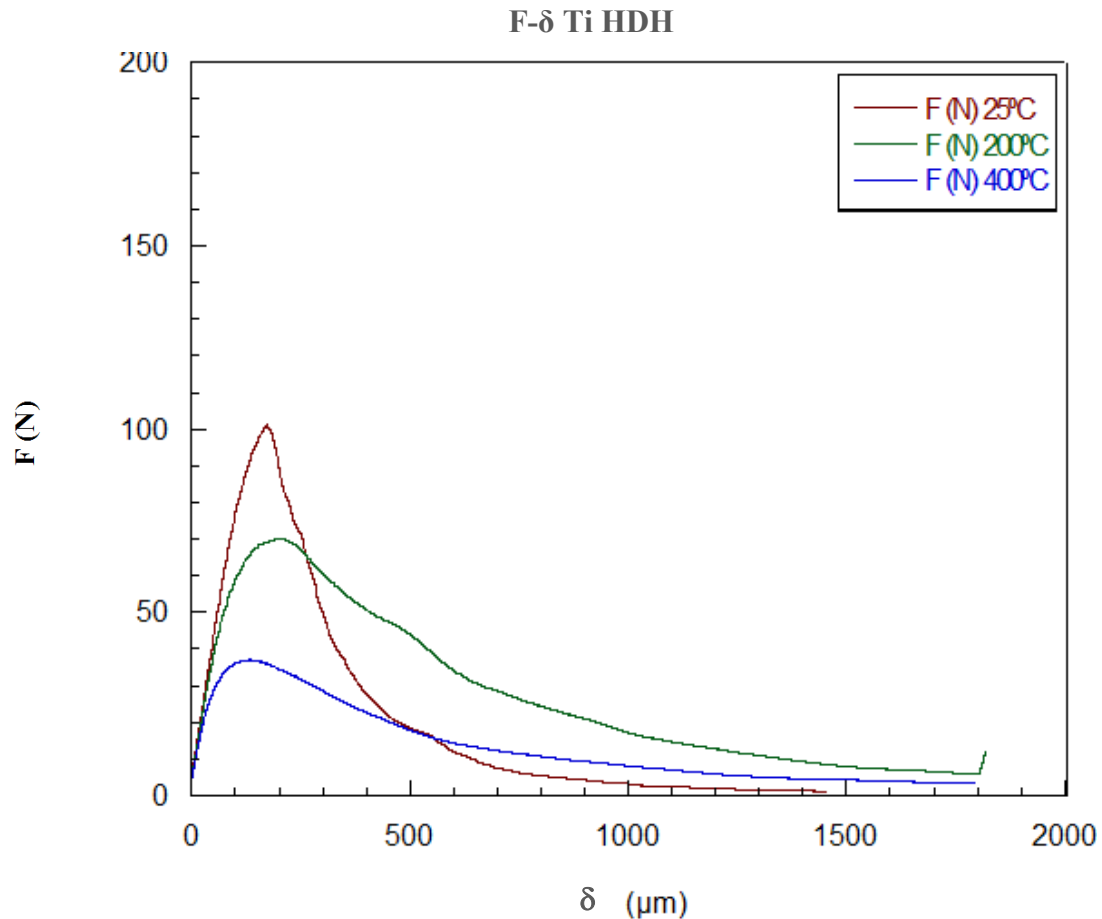
**Figura 3.10: Gráfica Fuerza-desplazamiento de las tres muestras del Ti HDH a 400 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.**

De la visualización de las gráficas representadas podemos extraer una serie de conclusiones respecto a la fuerza necesaria para el inicio de propagación de la grieta (Fuerza máxima), tipo de propagación de la grieta y tipo de inicio para la propagación de la grieta.

Podemos observar cómo la fuerza necesaria para el inicio de propagación de la grieta (fuerza máxima), disminuye con el aumento de la temperatura. Por otro lado, conforme aumenta la temperatura el inicio de propagación de la grieta se vuelve más plástico, lo que se puede observar en el aumento de la suavidad de la curva.

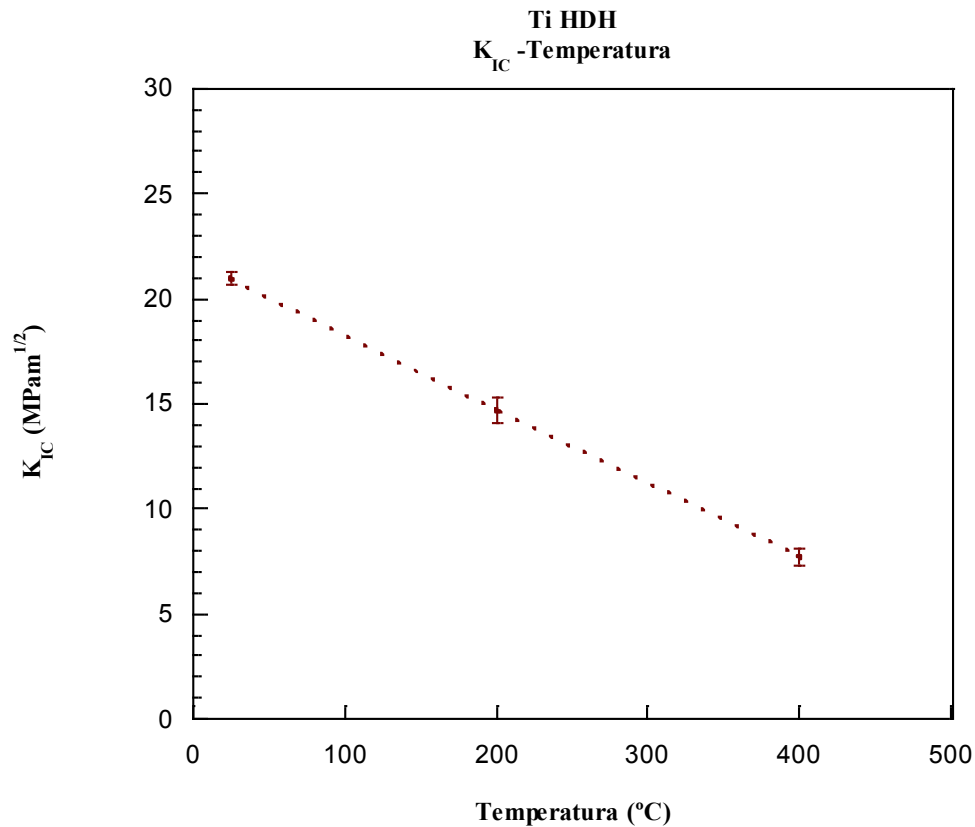
En todos los ensayos se ha producido una propagación estable de la grieta, lo que ha permitido extender el ensayo hasta que la curva se convierte en asíntota. Esto ha posibilitado el cálculo de la energía absorbida por el material durante el ensayo de fractura (área bajo la curva). La propagación estable de la grieta puede ser indicativo de mecanismos de propagación plástica, lo cual se podrá comprobar mediante el análisis fractográfico.

Para ilustrar la variación de las curvas de fuerza - desplazamiento de este material con respecto a la temperatura, a continuación se muestra una gráfica en la que están representadas las curvas obtenidas a cada una de las tres temperaturas de los ensayos.



**Figura 3.11: Gráfica Fuerza-desplazamiento del Ti HDH a 25, 200 y 400 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.**

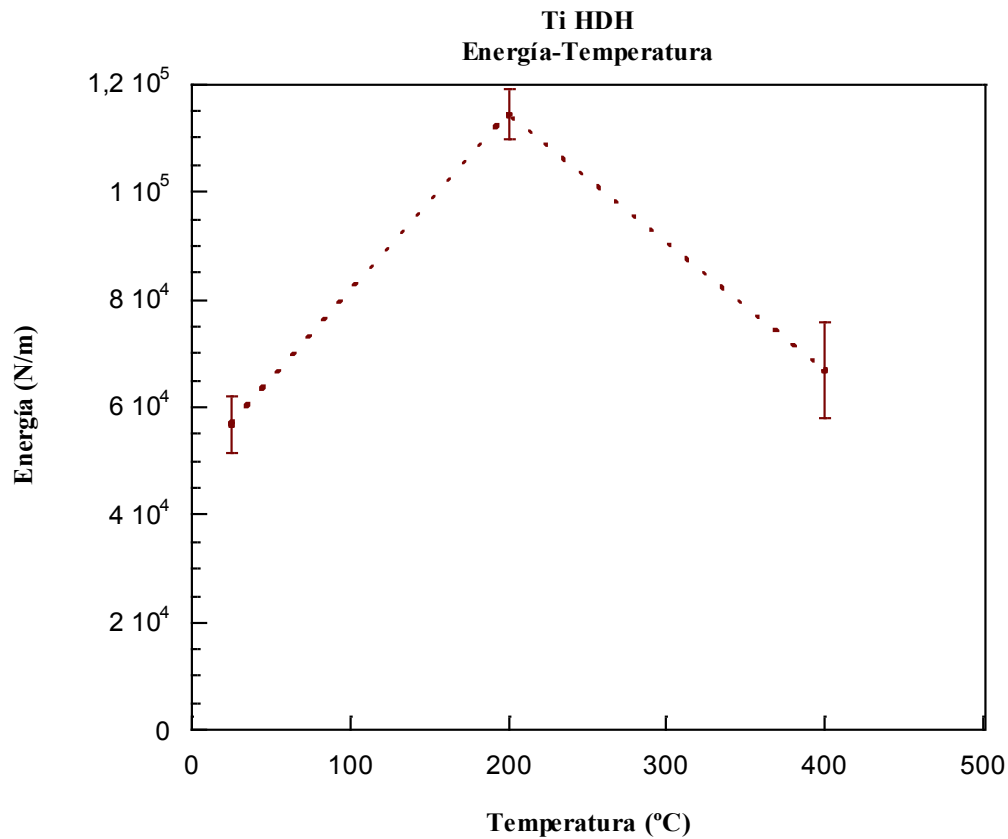
Analizando los valores obtenidos del cálculo del factor de concentración de tensiones se puede observar cómo se produce un descenso de este valor conforme se aumenta la temperatura (figura 3.12). Este descenso sigue una relación lineal respecto al aumento de temperaturas.



**Figura 3.12: Gráfica KIC-temperatura del Ti HDH a 25, 200 y 400 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.**

Mediante la técnica experimental utilizada para la creación de entalla en las probetas, se han obtenido radios de entalla cuyos valores oscilan entre las 6 y 14 micras, lo que supone que el valor de concentración de tensiones calculado es más preciso que los encontrados en la bibliografía.

Tal y como hemos comentado anteriormente, debido a la propagación estable de la grieta durante los ensayos de fractura estática, ha sido posible calcular la energía absorbida por la probeta (área bajo la curva fuerza-desplazamiento), en los ensayos de fractura realizados.



**Figura 3.13: Gráfica Energía absorbida-temperatura del Ti HDH a 25, 200 y 400 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.**

En este caso el valor de energía absorbida por el material durante el ensayo sufre, de forma global, un aumento al aumentar la temperatura. Este efecto guarda relación con el aumento de mecanismos de propagación plásticos que experimenta el material conforme se aumenta la temperatura. Este efecto se podrá observar en el análisis fractográfico.

Cabe destacar el gran aumento que experimenta la energía absorbida por el material al aumentar la temperatura de 25 °C a 200 °C, mientras que de 200 °C a 400 °C se produce un notable descenso.

A continuación, pasamos a resumir los resultados obtenidos para el Ti elemental en los distintos ensayos en la tabla 3.1:

**Tabla 3.1: Propiedades obtenidas del Ti pulvimetalúrgico HDH.**

	RT* (25 °C)	200 °C	400 °C
$\sigma_{\text{Max}}$ (MPa)	1410, 3	-----	-----
$\sigma_{0,2\%}$ (MPa)	775,7 $\pm$ 48,2	438,0 $\pm$ 19,1	233,0 $\pm$ 37,86
E (GPa)	109 $\pm$ 4	102 $\pm$ 4	84 $\pm$ 2
K <sub>IC</sub>	20,950 $\pm$ 0,325	14,680 $\pm$ 0,642	7,7400 $\pm$ 0,376
Energía	56658,1 $\pm$ 5290,7	114359,5 $\pm$ 4683,1	66783,8 $\pm$ 8866,4

\*Room Temperature

De forma complementaria, vamos a utilizar los resultados facilitados por la UC3M, los cuales han sido obtenidos a través de ensayos a temperatura ambiente. Estos datos se encuentran representados en la tabla 2.1

La comparación de los resultados obtenidos con los encontrados en la bibliografía (tabla 3.2) nos puede ayudar a evaluar este material, así como su método de fabricación.

**Tabla 3.2: propiedades del Ti puro comercial a temperatura ambiente según su clasificación. [71].**

**Table 21 Minimum and average mechanical properties of wrought titanium alloys at room temperature**

Nominal composition, %	Condition	Minimum and average tensile properties <sup>(a)</sup>				Average or typical properties					
		Ultimate tensile strength, MPa (ksi)	0.2% yield strength, MPa (ksi)	Elongation, %	Reduction in area, %	Charpy impact strength, J (ft · lbf)	Hardness	Modulus of elasticity, GPa (10 <sup>6</sup> psi)	Modulus of rigidity, GPa (10 <sup>6</sup> psi)	Poisson's ratio	Bend radius for thickness (t) over 1.8 mm (0.07 in.)
Commercially pure titanium											
99.5 Ti (ASTM grade 1)	Annealed	240-331 (35-48)	170-241 (25-35)	30	55	...	120 HB	102.7 (14.9)	38.6 (5.6)	0.34	2t
99.2 Ti (ASTM grade 2)	Annealed	340-434 (50-63)	280-345 (40-50)	28	50	34-54 (25-40)	200 HB	102.7 (14.9)	38.6 (5.6)	0.34	2.5t
99.1 Ti (ASTM grade 3)	Annealed	450-517 (65-75)	380-448 (55-65)	25	45	27-54 (20-40)	225 HB	103.4 (15.0)	38.6 (5.6)	0.34	2.5t
99.0 Ti (ASTM grade 4)	Annealed	550-662 (80-96)	480-586 (70-85)	20	40	20 (15)	265 HB	104.1 (15.1)	38.6 (5.6)	0.34	3.0t
99.2 Ti <sup>(b)</sup> (ASTM grade 7)	Annealed	340-434 (50-63)	280-345 (40-50)	28	50	43 (32)	200 HB	102.7 (14.9)	38.6 (5.6)	0.34	2.5t
98.9 Ti <sup>(c)</sup> (ASTM grade 12)	Annealed	480-517 (70-75)	380-448 (55-65)	25	42	...	...	...	102.7 (14.9)	...	2.5t

La densidad del material fabricado es de  $4,32 \text{ kg/cm}^3$ , por lo que comparado con el de la bibliografía,  $4,5 \text{ kg/cm}^3$  [71], nos da una referencia de la porosidad del material que se sitúa en torno al 4%. El grado de porosidad tiene influencia directa en los resultados obtenidos en los ensayos por lo que habrá que tenerlo en cuenta a la hora de evaluar los mismos.

Del análisis de la composición de nuestro material, se han obtenido las proporciones de oxígeno y nitrógeno presentes en él. Al compararlos con los máximos permitidos en la composición de los distintos tipos de Ti comercial, nuestro material se podría clasificar como ASTM grado 3 y ASTM grado 4. En el caso de nuestro material, es el porcentaje de oxígeno presente, el factor limitante a la hora de clasificar el Ti fabricado. Ya que el porcentaje de oxígeno es superior al del resto de Ti comerciales definidos.

En lo referente a las propiedades mecánicas, se han obtenido a través de ensayos a tracción valores de tensión y deformación máxima. En cuanto a la tensión máxima el valor obtenido, es superior a los valores de referencia encontrados en la bibliografía salvo en el caso del Ti ASTM grado 4. En el caso de la elongación máxima el valor obtenido está por debajo de los encontrados en la bibliografía, siendo el más aproximado el del Ti ASTM grado 4. (Tabla 3.2)

A través de ensayos a flexión en tres puntos realizados previamente en la UC3M obtenemos el valor de resistencia a flexión a temperatura ambiente de nuestro material, ya que en los ensayos realizados en este proyecto no se ha obtenido un resultado fiable debido a que solo en uno de los tres ensayos realizados a temperatura ambiente se ha producido rotura. Al buscar referencias de este valor en la bibliografía, se ha encontrado el valor de la tabla 3.3.

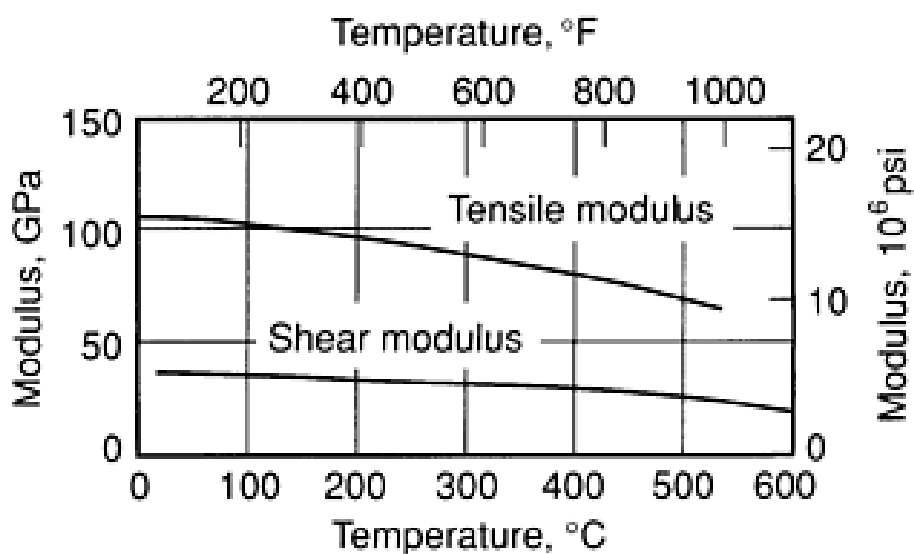
**Tabla 3.3: Resistencia a compresión y a flexión de titanio puro pulvimetalúrgico. [71]**

Ti		
$\sigma_C$ (MPa)	$\sigma_F$ (Mpa)	$\sigma_F$ rel. (%)
>2.500	$1.432 \pm 60$	100

Como se puede observar este valor encontrado en la bibliografía, es muy semejante al único valor obtenido en los ensayos realizados (tabla 3.1).

Como ya se ha comentado en el análisis de las curvas de tensión-deformación, no se ha producido rotura de las probetas durante los ensayos a 200 °C y 400 °C debido a la gran ductilidad del material, por lo que no es posible el análisis y evaluación de estos resultados.

El módulo de elasticidad obtenido a temperatura ambiente es muy similar al encontrado en la bibliografía, siendo el valor medio calculado ligeramente superior al encontrado en distintas publicaciones. Respecto al descenso del valor del módulo de elasticidad con el aumento de la temperatura; este comportamiento ya se conocía y se encuentra recogido en la bibliografía consultada (figura 3.14).



**Figura 3.14: Variación del módulo elástico con la temperatura Ti puro (ASTM grade 4) [71]**

En cuanto al factor de concentración de tensiones al intentar comparar los resultados obtenidos con los disponibles en la bibliografía, nos encontramos con grandes diferencias en los resultados. Esto se debe a que el valor calculado del factor de concentración de tensiones se ve afectado por el radio de fondo de entalla. En la figura 3.15 se muestra en un gráfico la relación existente entre el radio de fondo de entalla y el error que introduce en el valor del factor de concentración obtenido.

En nuestro caso los radios de entalla obtenidos mediante la técnica de entallado han sido muy inferiores a los obtenidos por técnicas más habituales por lo que nuestros valores de factor de concentración de tensiones se encuentran por debajo de los encontrados en la bibliografía como esperábamos.

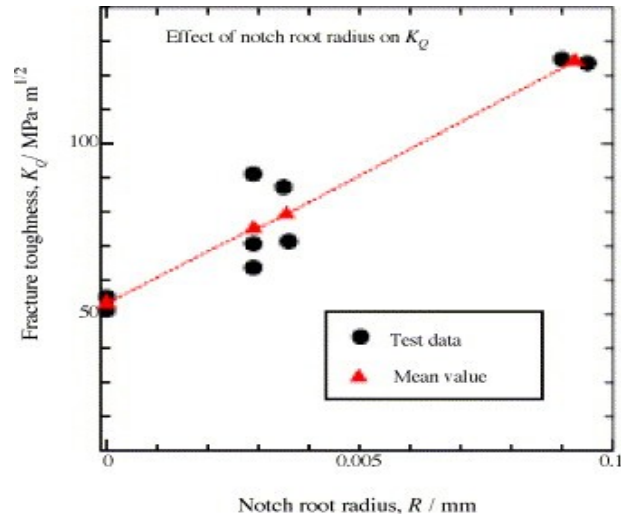


Figura 3.15: Efecto del radio de entalla en el valor de KIC. [72]

#### ▪ *Análisis fractográfico.*

Para poder concretar los mecanismos de fractura a continuación se va a realizar un análisis fractográfico a partir de las imágenes obtenidas de las superficies de fractura.

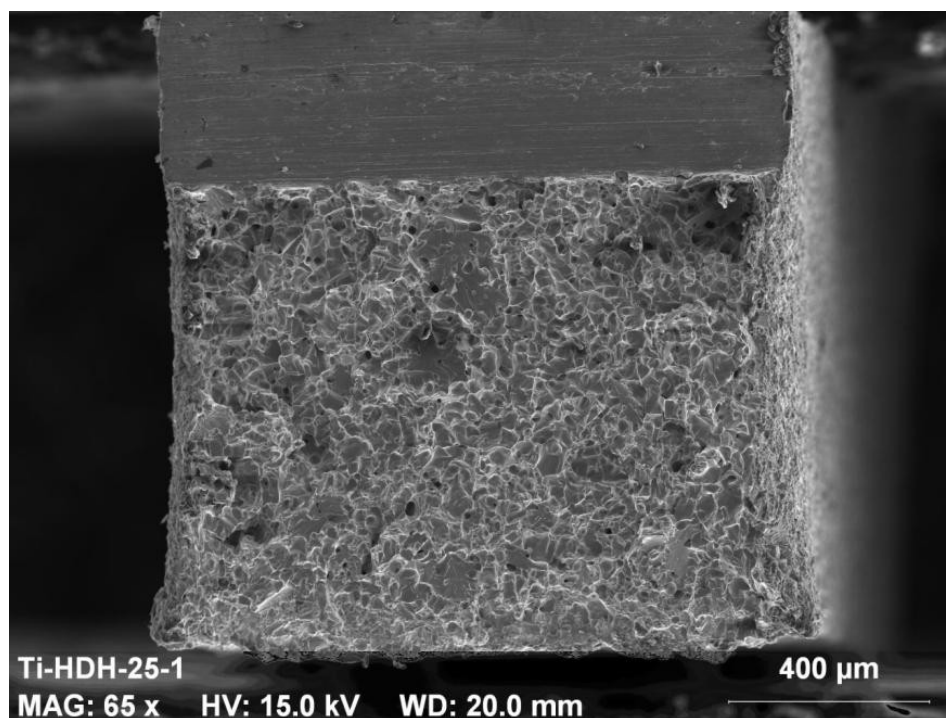


Figura 3.16: Superficie de fractura a 65 aumentos del Ti HDH a 25 °C.



En la figura 3.16 se puede observar la entalla y superficie de fractura de una de las probetas de Ti HDH ensayadas a 25 °C. En la imagen, tomada a 65 aumentos, se reconocen zonas de fractura transgranular fácilmente identificables por la presencia de fractura por clivaje. En toda la probeta se pueden observar hoyuelos o “dimples” característicos de la rotura dúctil.

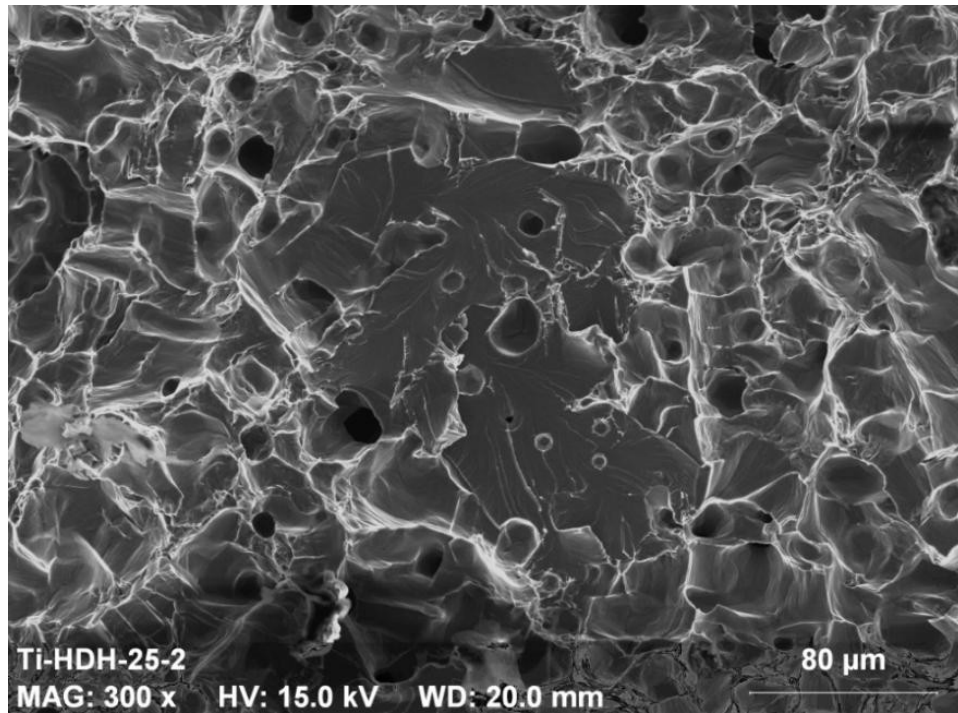


Figura 3.17: Superficie de fractura a 300 aumentos del Ti HDH a 25 °C.

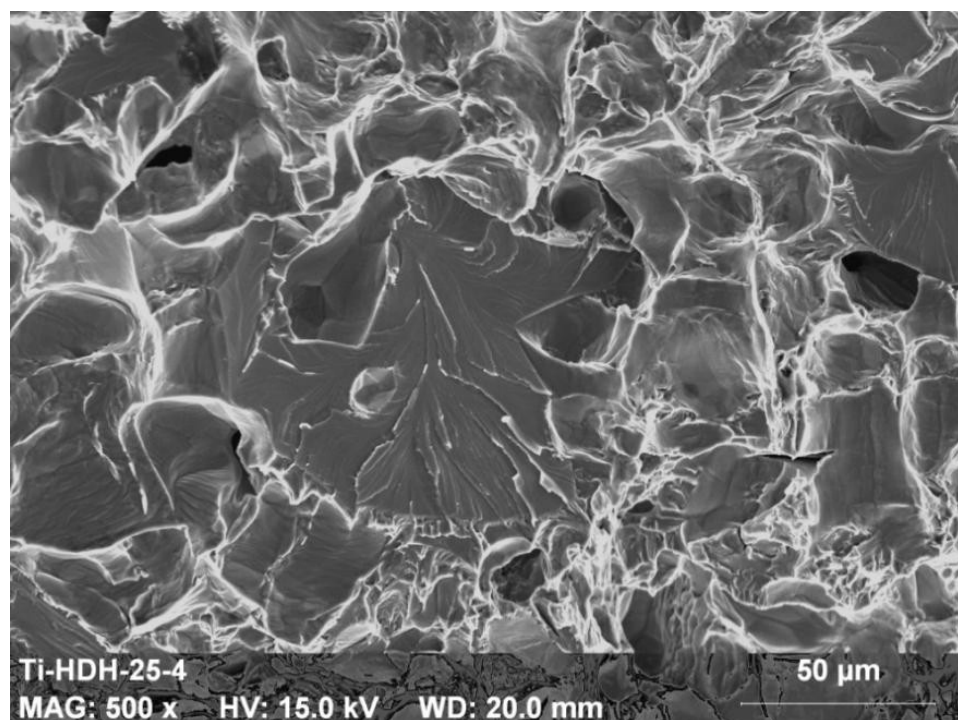
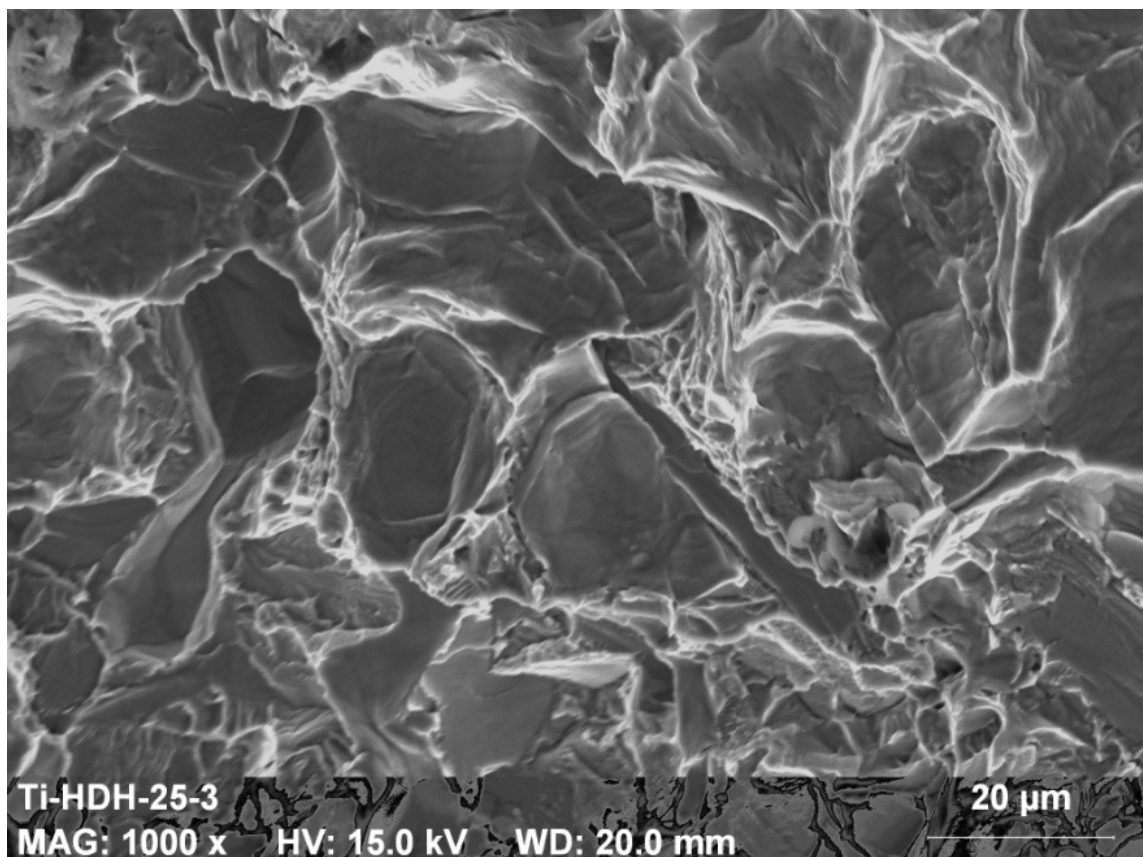


Figura 3.18: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti HDH a 25 °C.

En las figuras 3.17 y 3.18, se muestran imágenes a mayores aumentos de zonas de fractura por clivaje, en las que se pueden observar los característicos “ríos de clivaje”. Un conjunto de ríos dentro de un grano cristalino corresponden a escalones entre planos de clivaje pertenecientes a una misma familia cristalográfica. Los ríos de clivaje discurren en el sentido de propagación de la grieta.

La presencia de estas zonas, en las que se observa fractura con clivaje, suelen ser indicativos de una fractura frágil.



**Figura 3.19: Superficie de fractura a 1000 aumentos del Ti HDH a 25 °C.**

En la figura 3.19 se ha realizado un aumento de una zona en el que el mecanismo de propagación de la grieta, es mayoritariamente intergranular. La morfología de la superficie de fractura resultante es fácilmente identificable por el aspecto facetado que revela las formas exteriores de los granos cristalinos.

De acuerdo a la morfología de la superficie de fractura de los granos, se pueden distinguir dos casos típicos:

- Cuando la fractura se produce por descohesión de los granos cristalinos y la superficie del grano es lisa sin evidencias de deformación plástica, se trata de una fractura intergranular frágil.

- En otros casos la superficie de fractura muestra evidencias de un mecanismo de nucleación y crecimiento de microcavidades que dan lugar a la formación de pequeñas microcavidades que cubren la superficie del grano. Este modo de fractura se denomina fractura intergranular dúctil en la que se observan pequeñas depresiones o cavidades que son la resultante de la coalescencia de microcavidades iniciadas alrededor de inclusiones, partículas o discontinuidades que originan una concentración de tensiones y un aumento local de la deformación plástica. Durante el proceso de formación, las microcavidades existentes crecen bajo las tensiones producidas. Finalmente las paredes o ligamentos que separan estas microcavidades se rompen, resultando una superficie de fractura con depresiones semiesféricas o semielipsoidales denominadas simplemente cavidades.

En la figura 3.17 se pueden observar estos dos tipos de fractura intergranular.

En las imágenes obtenidas de la superficie de fractura del ensayo realizado a 200 °C (Figuras 3.20 y 3.21), se observa un aumento de zonas de deformación plástica características de fractura dúctil, se ven todavía zonas de clivaje (figura 3.20) correspondientes a fractura transgranular, algunas zonas de posiblemente de fractura intergranular (pocas), y un aumento de fractura dúctil (presencia de hoyuelos) como corresponde con la mayor deformación plástica del material a 200 °C.

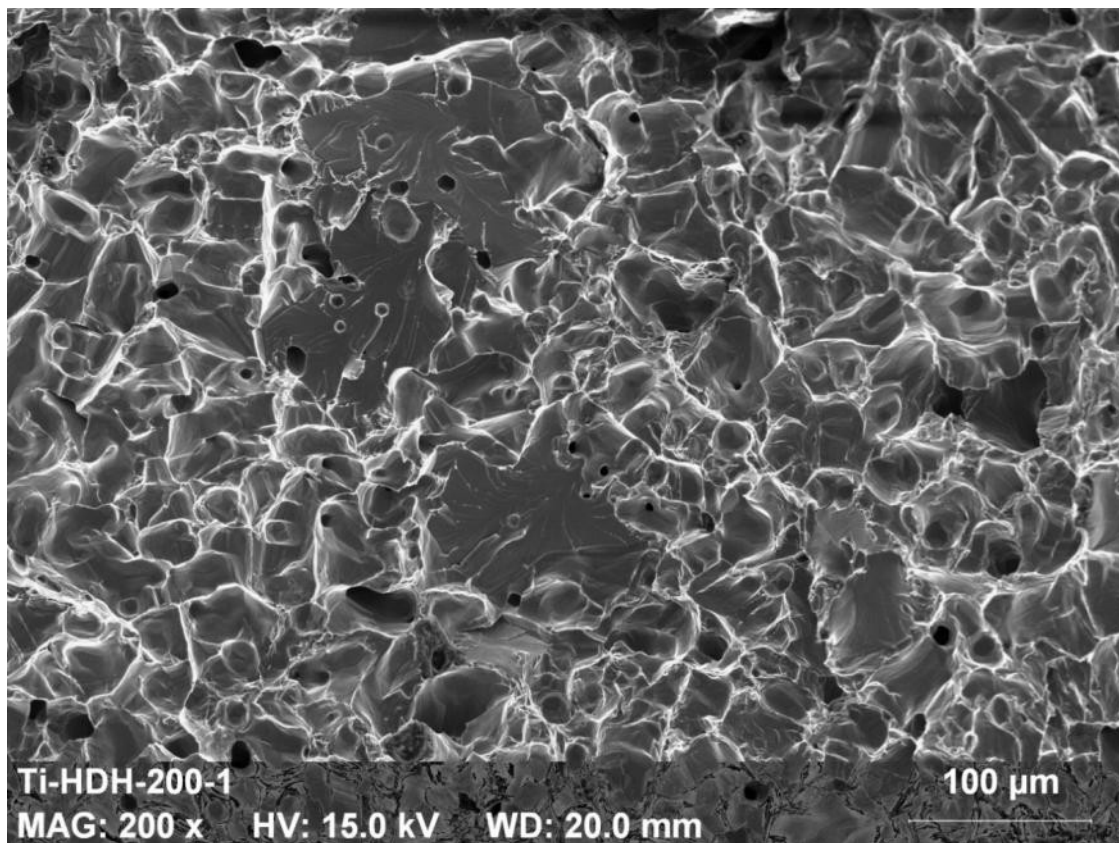


Figura 3.20: Superficie de fractura a 200 aumentos del Ti HDH a 200 °C.

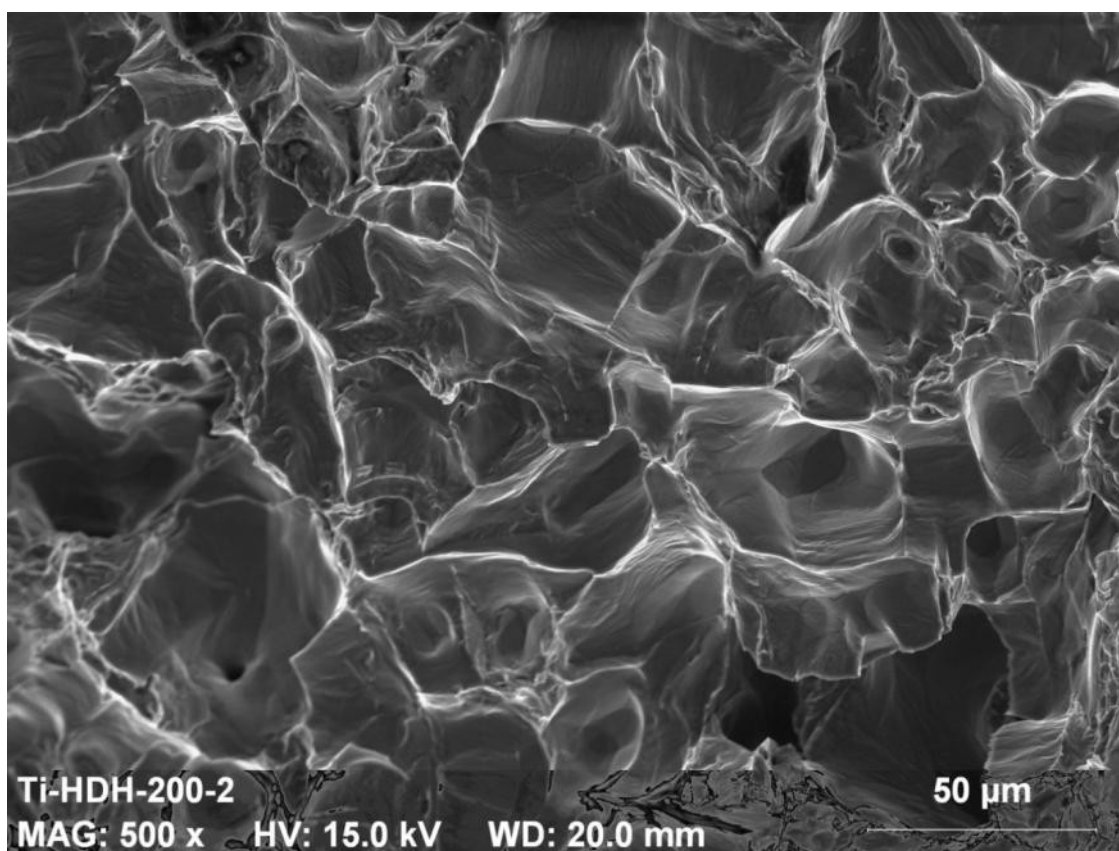
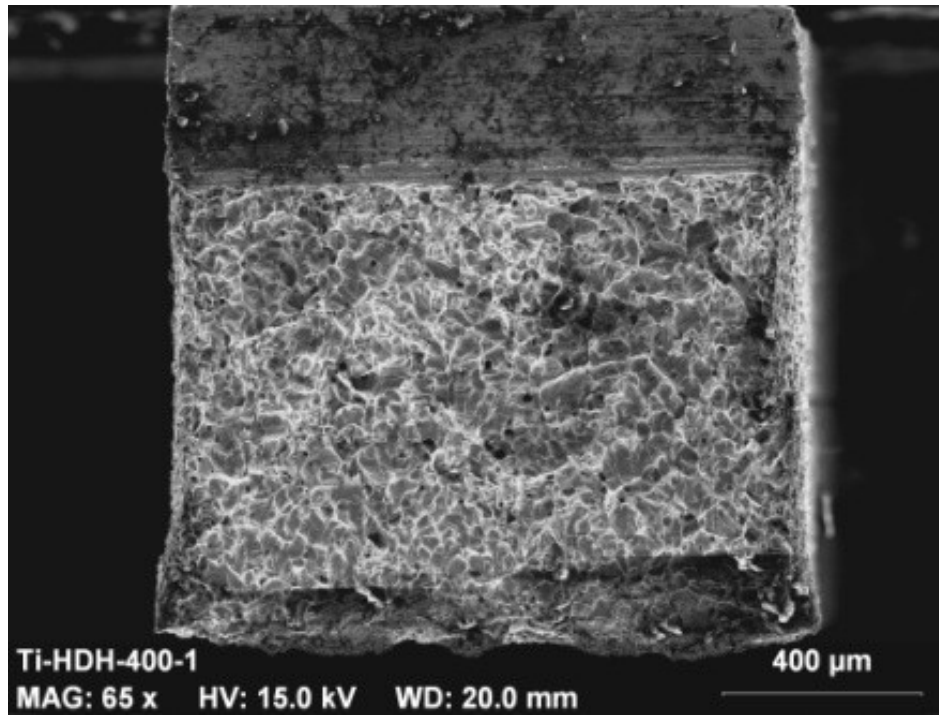
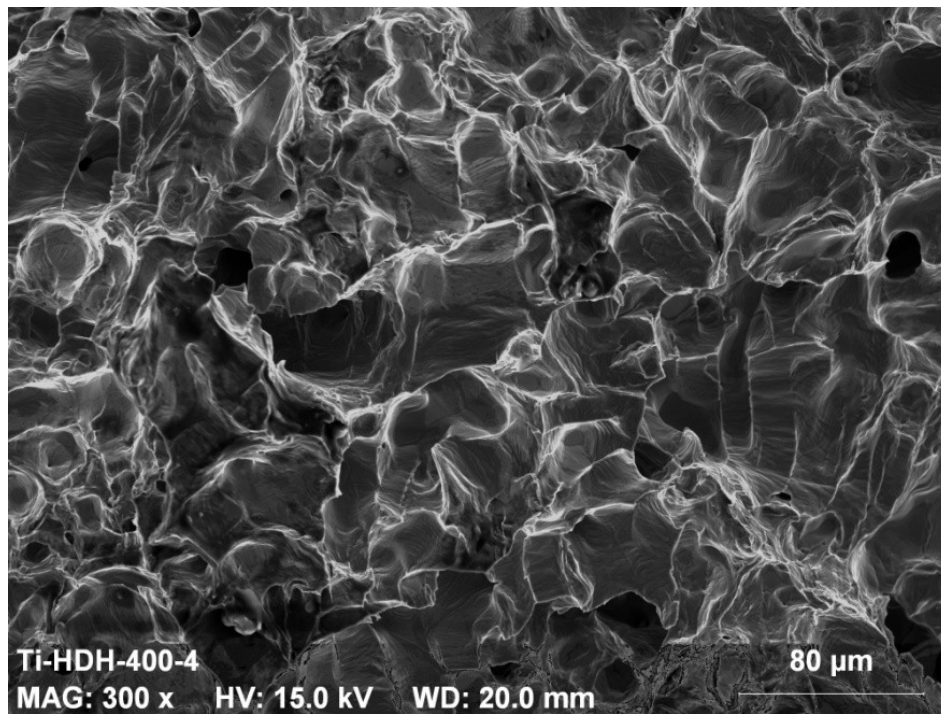


Figura 3.21: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti HDH a 200 °C.

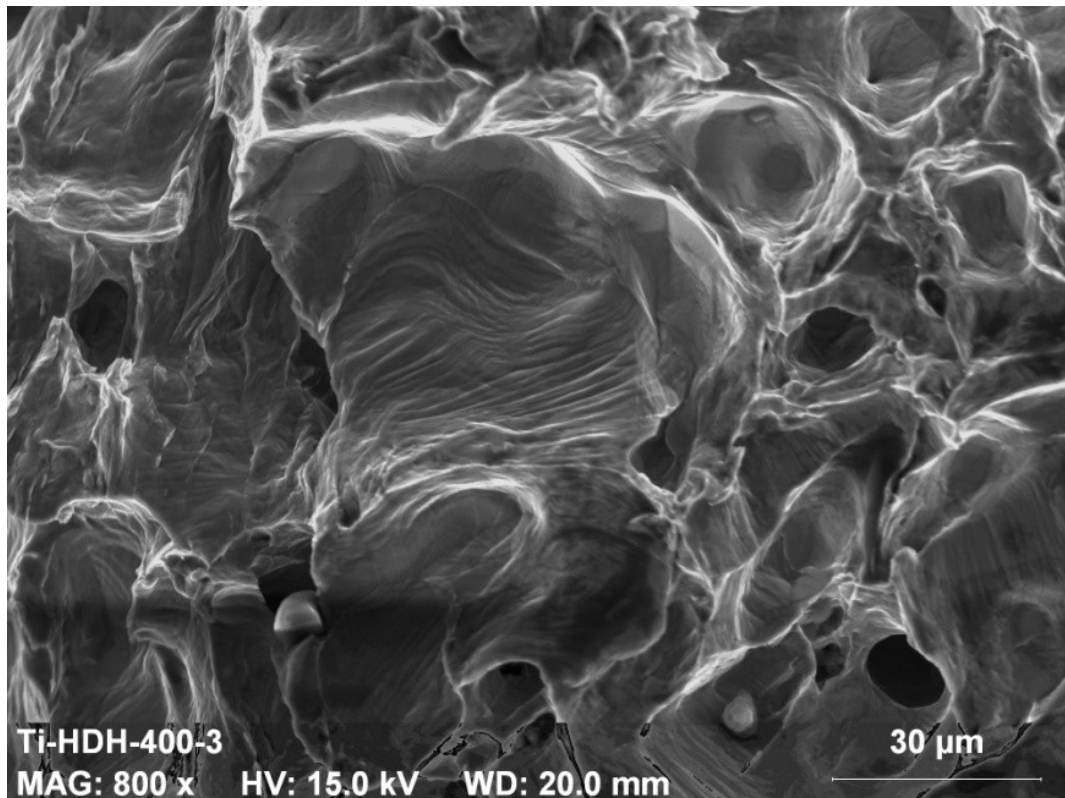
En las imágenes obtenidas de la superficie de fractura del ensayo realizado a 400 °C (figuras 3.22 a 3.25), no se observan zonas de fractura por clivaje. También se aprecia una disminución de las zonas de fractura intergranular dúctil respecto a la superficie de fractura del ensayo a 200 °C.



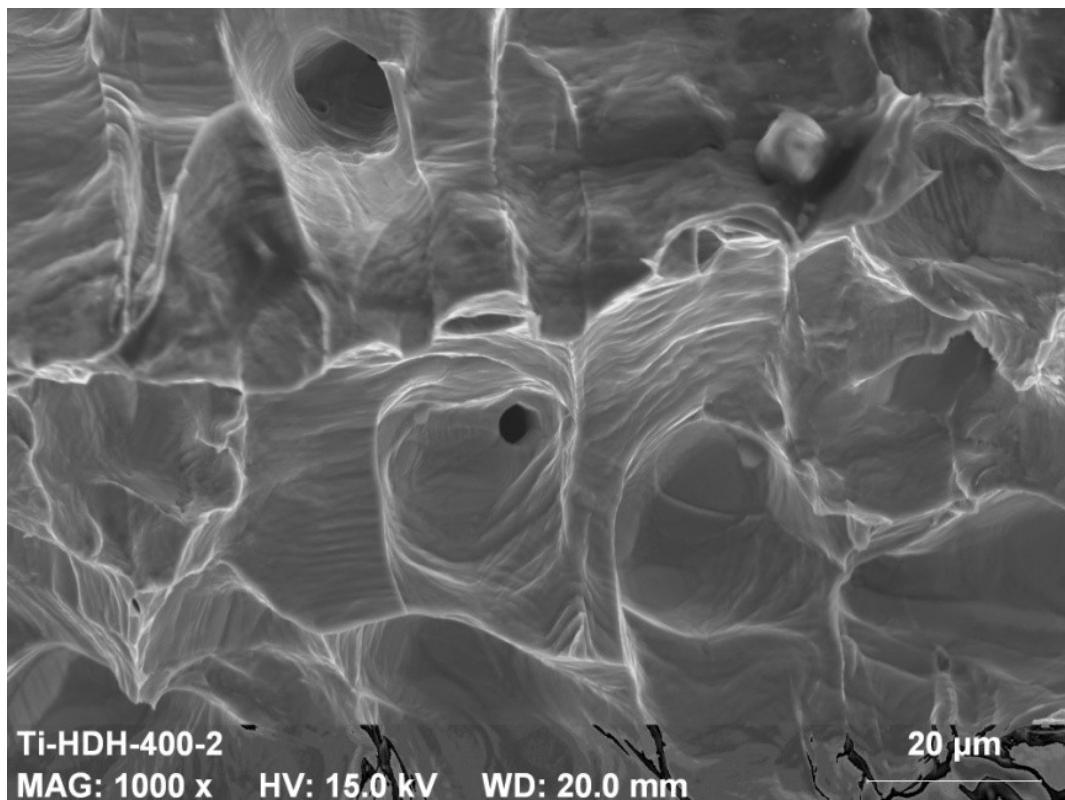
**Figura 3.22:** Superficie de fractura a 65 aumentos del Ti HDH a 400 °C.



**Figura 3.23:** Superficie de fractura a 300 aumentos del Ti HDH a 400 °C.



**Figura 3.24: Superficie de fractura a 800 aumentos del Ti HDH a 400 °C.**



**Figura 3.25: Superficie de fractura a 1000 aumentos del Ti HDH a 400 °C.**

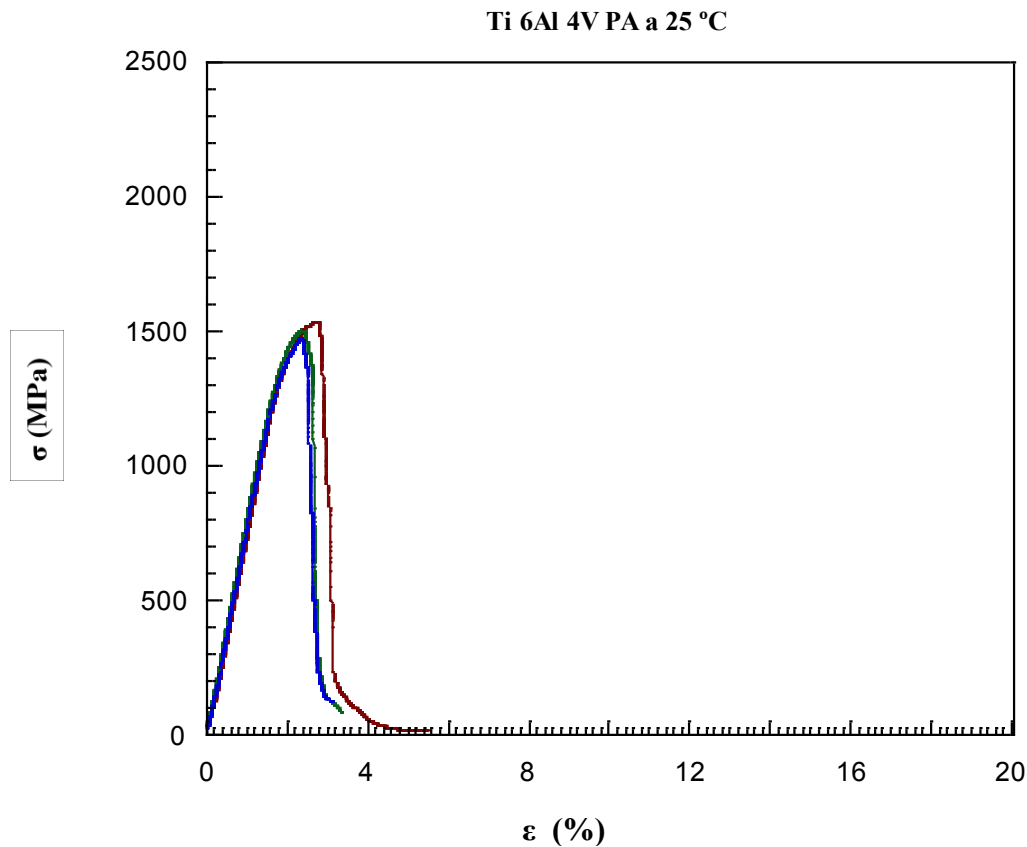
En la figura 3.25 la superficie de fractura está formada principalmente por hoyuelos y líneas de deformación que indican rotura dúctil.



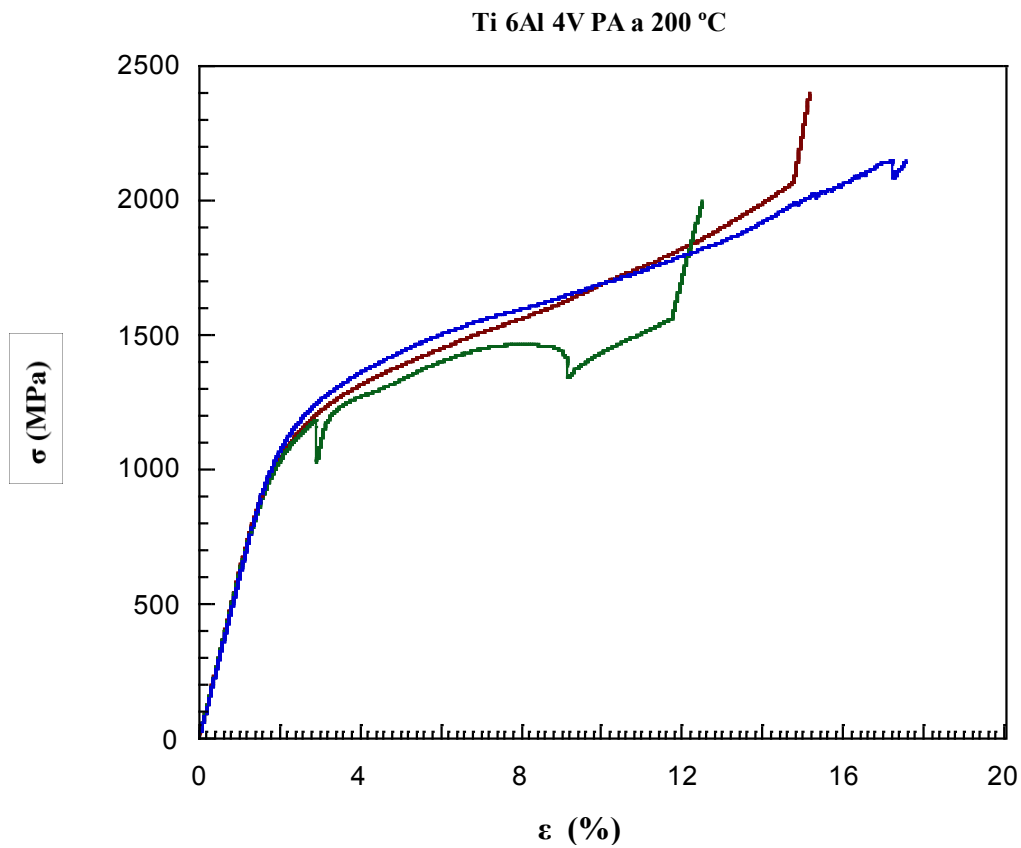
### 3.3.2 Ti 6Al 4V prealeado (PA)

- *Ensayos de resistencia a flexión*

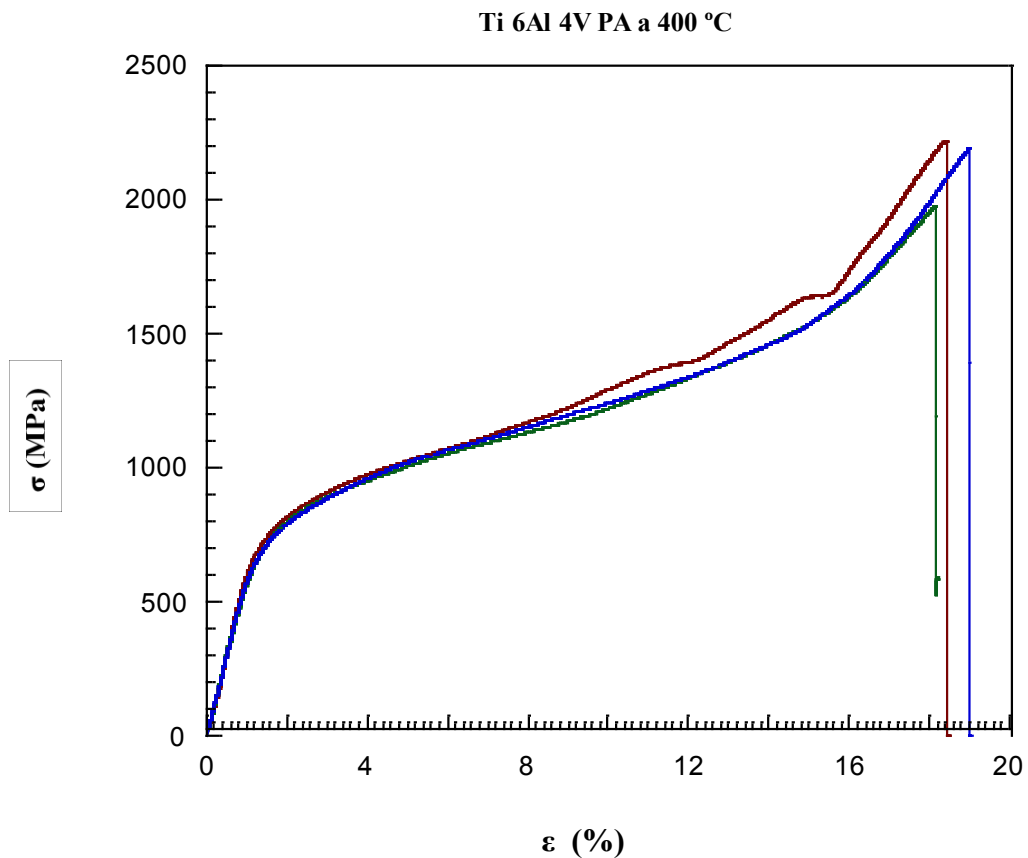
De la realización de los ensayos y el posterior tratamiento de los resultados obtenidos, conseguimos las siguientes gráficas (figuras 3.26 a 3.28) en las que se muestran las curvas de tensión-deformación. En cada una de las gráficas se han representado las tres curvas correspondientes a los tres ensayos realizados a una misma temperatura.



**Figura 3.26: Gráfica tensión-deformación de las tres muestras del Ti 6Al 4V PA a 25°C.  
Ensayo de resistencia a flexión**



**Figura 3.27: Gráfica tensión-deformación de las tres muestras del Ti 6Al 4V PA a 200°C.  
Ensayo de resistencia a flexión**



**Figura 3.28: Gráfica tensión-deformación de las tres muestras del Ti 6Al 4V PA a 400°C.  
Ensayo de resistencia a flexión**



De la visualización de las gráficas representadas podemos extraer una serie de conclusiones respecto a las propiedades del material:

1°.- Las gráficas obtenidas de los ensayos a temperatura ambiente de esta aleación nos muestran un material frágil, ya que principalmente sufre deformación elástica antes de su rotura. Sin embargo al aumentar la temperatura a 200 y 400 °C, observamos en las gráficas un comportamiento plástico del material. Esto se puede observar, a través de la gran deformación plástica que sufre el material durante el ensayo.

2°.- De los ensayos realizados con este material sólo los efectuados a temperatura ambiente presentan rotura del material, pudiéndose obtener un valor de tensión máxima para el mismo.

3°.-En el caso de los ensayos a 200 y 400 °C, el final de los mismos vendría determinado por la flecha máxima que nuestra disposición de ensayos permitiría. Esta flecha correspondería, aproximadamente, al diámetro de nuestros apoyos.

En la práctica, esto no ha sido así, ya que conforme la flexión de las probetas iba en aumento, el punto de apoyo superior, se convertía en un apoyo superficial y no lineal, como se indicó en la figura 3.4. Esta variación de las condiciones del apoyo superior, que se manifiesta en las gráficas como un incremento repentino de la inclinación de las curvas en su parte plástica.

Del mismo modo se aprecia que en una de las curvas del ensayo a 200 °C, se observan discontinuidades en forma de grandes variaciones repentinas de la tensión registrada. Esto se debe a que la rotación de los soportes, no siempre es continua, produciéndose pequeños “saltos” que quedan registrados en las curvas.

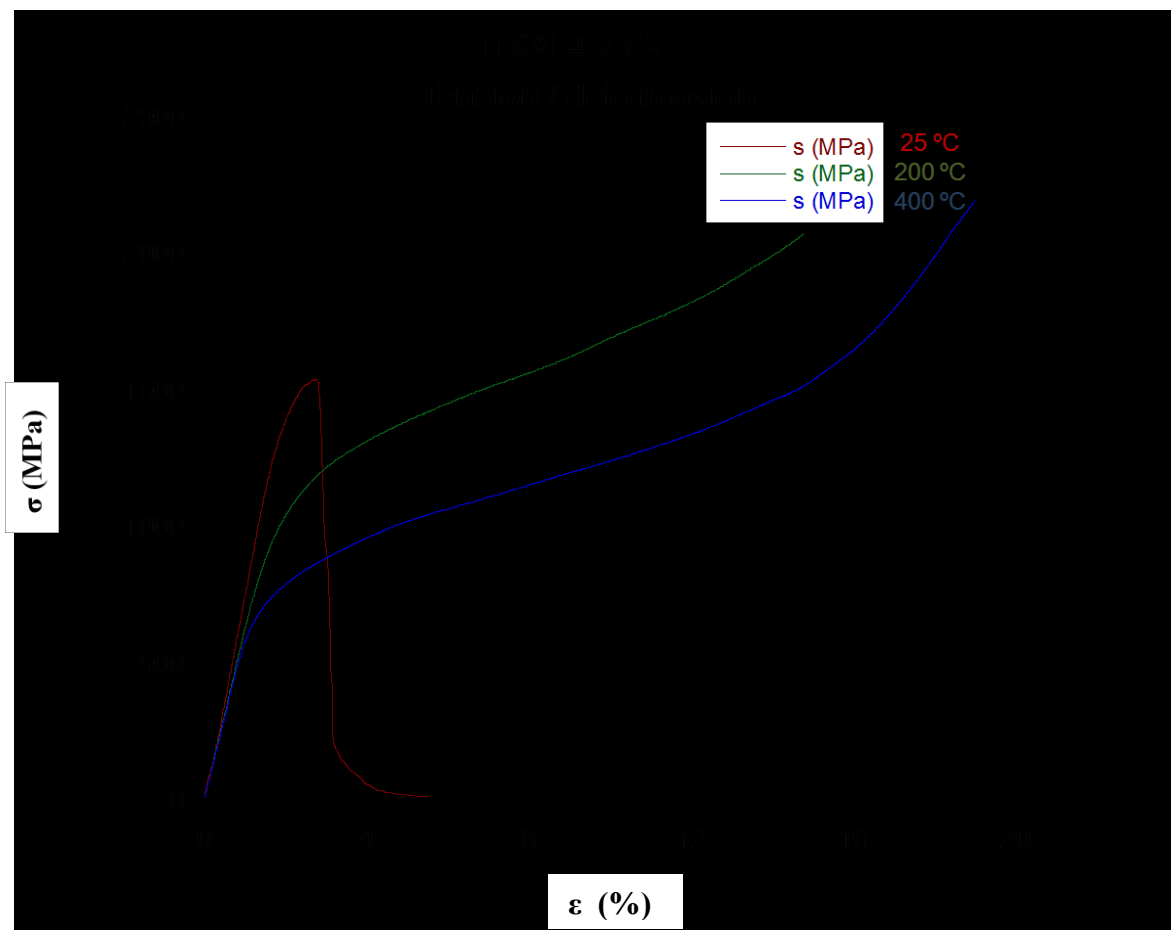
Por otro lado, observamos que el límite elástico se reduce considerablemente conforme se aumenta la temperatura (figuras 3.26 a 3.28).

Respecto al módulo de elasticidad si bien, sufre variación con el aumento de temperatura, en la representación gráfica no se aprecia con demasiada claridad (figuras 3.26 a 3.28). Por lo que para cuantificar dicha variación respecto a la temperatura nos

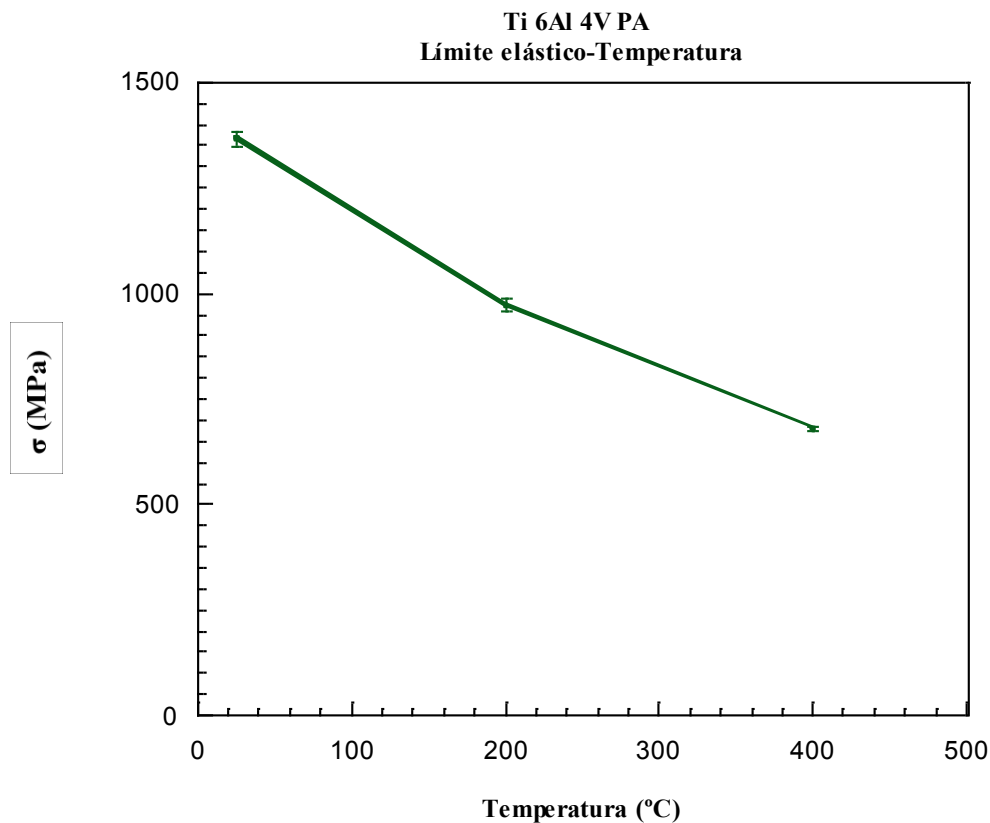
serviremos de los resultados numéricos obtenidos acompañados de su representación gráfica.

Cabe destacar que los resultados obtenidos dentro de los ensayos a cada una de las temperaturas son muy similares, lo que nos indica, por un lado que el material obtenido es bastante homogéneo, y por otro nos indica que este tipo de ensayo es adecuado para este material.

Para ilustrar la variación de las curvas de tensión-deformación de este material respecto a la temperatura, en la figura 3.29 se muestra una gráfica en la que están representadas las curvas obtenidas a cada una de las tres temperaturas de los ensayos.



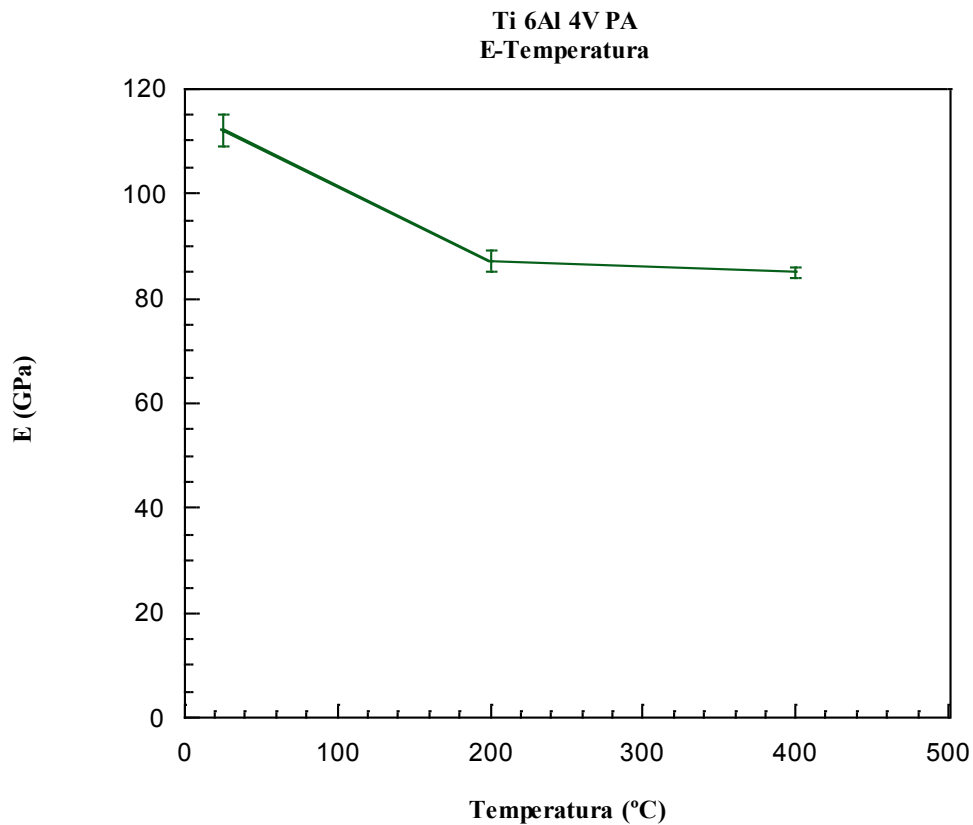
**Figura 3.29: Gráfica tensión-deformación del Ti 6Al 4V PA a 25, 200 y 400 °C. Ensayo de resistencia a flexión.**



**Figura 3.30: Gráfica del Límite elástico-temperatura del Ti 6Al 4V PA a 25, 200 y 400 °C.**

El límite elástico a flexión muestra una muy leve dispersión de los resultados, siendo los datos muy homogéneos lo que nos indica por un lado, la homogeneidad del material fabricado y por otro la validez de estos ensayos para la determinación de las características mecánicas de este material.

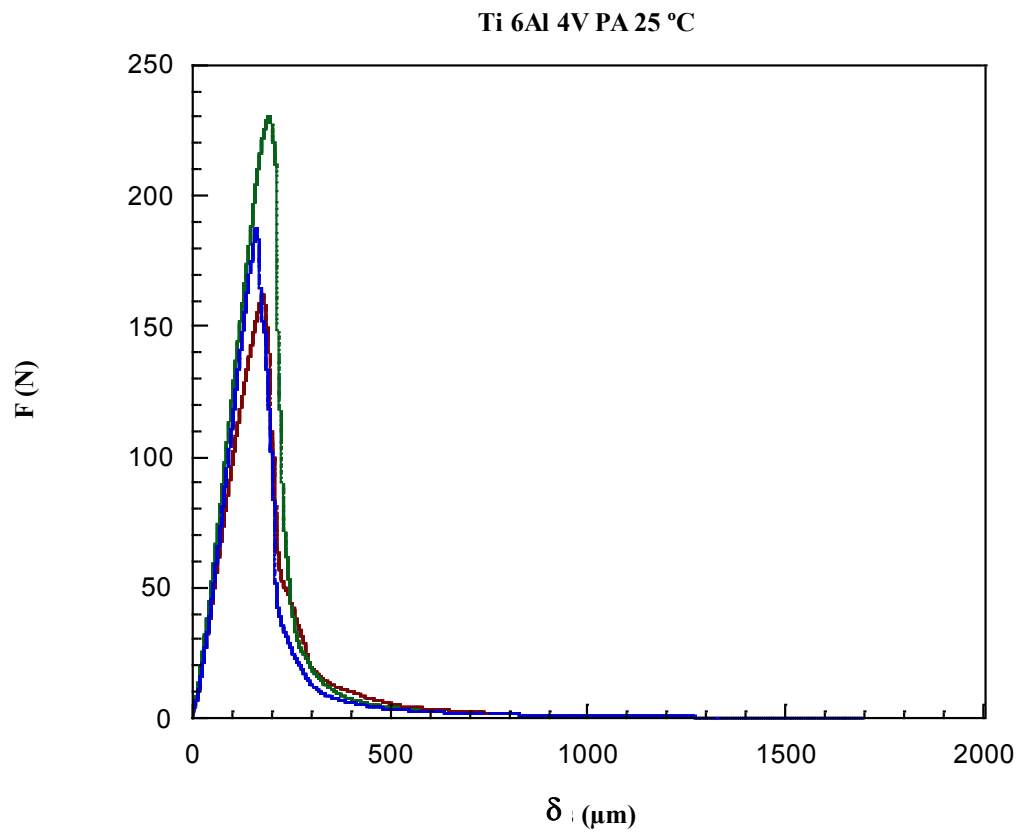
Se observa un descenso del módulo de elasticidad calculado, conforme se aumenta la temperatura de ensayo, este comportamiento ya se conocía para el titanio puro y se encuentra recogido en la bibliografía consultada. En el caso de la aleación Ti 6Al 4V el comportamiento es el mismo. Cabe destacar que el descenso del módulo de elasticidad se produce al pasar de 25 a 200° C mientras que de 200 a 400° C prácticamente se mantiene.



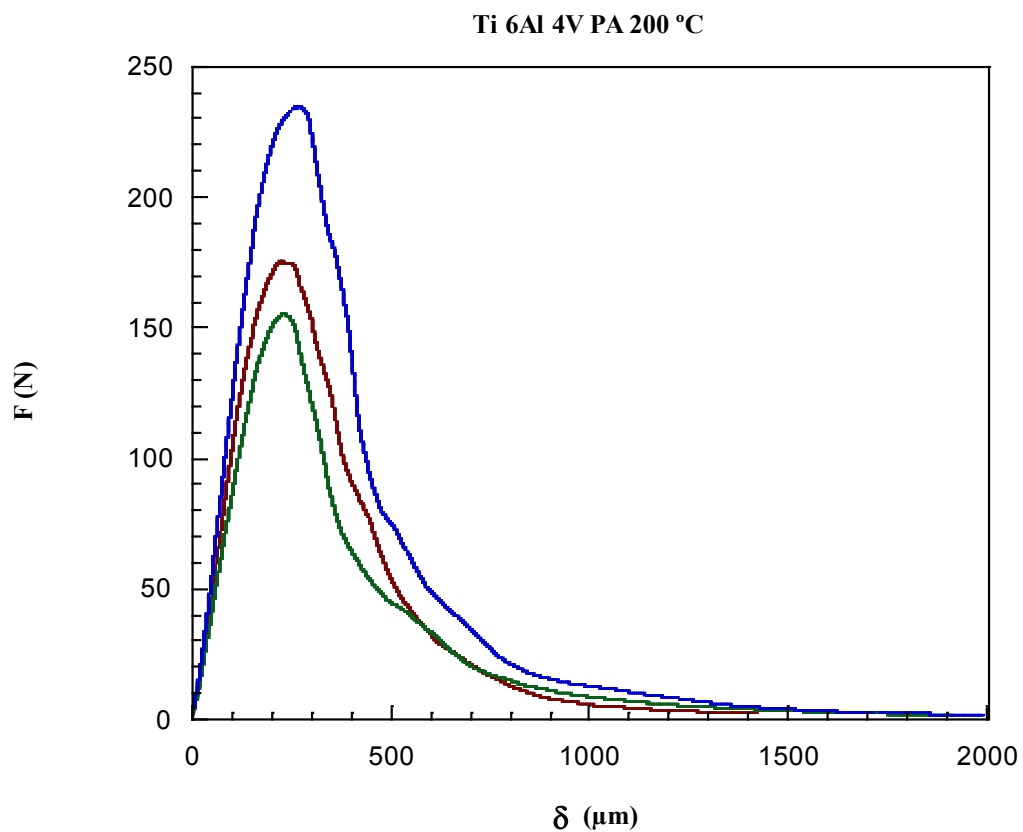
**Figura 3.31: Gráfica Módulo de elasticidad-temperatura Ti 6Al 4V PA a 25, 200 y 400 °C.**

▪ ***Ensayos de tenacidad de fractura***

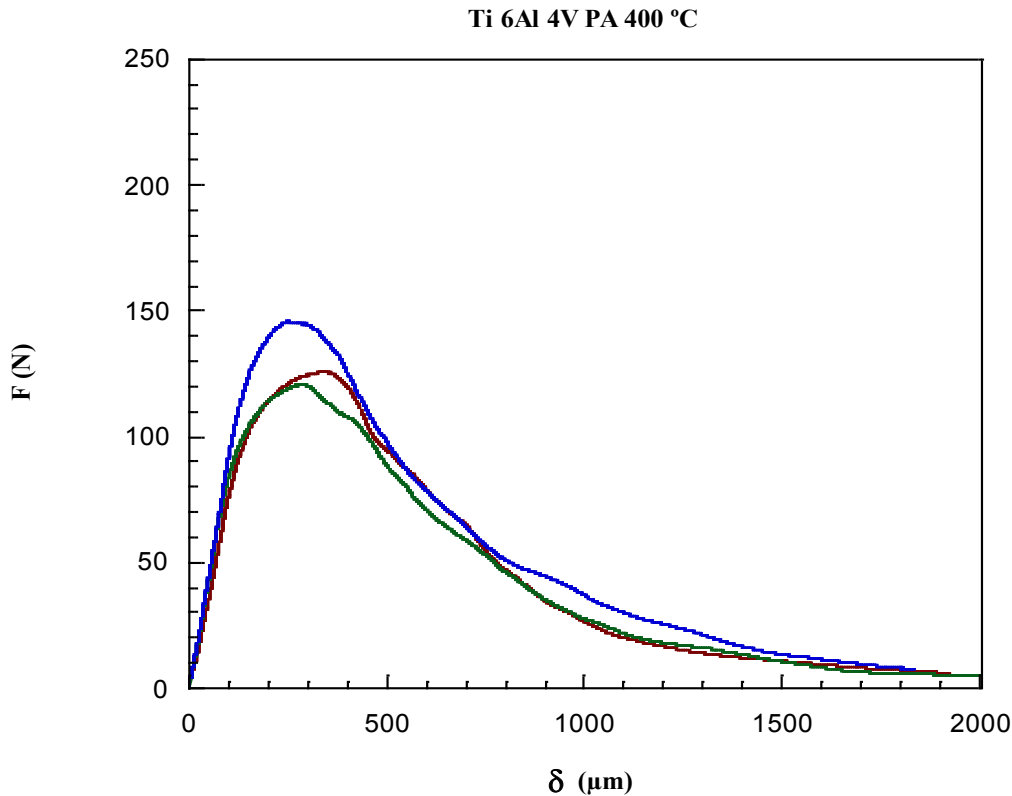
De la realización de los ensayos de tenacidad de fractura y el posterior tratamiento de los resultados obtenidos, conseguimos las siguientes gráficas en las que se muestran las curvas de fuerza-desplazamiento. En cada una de las gráficas se han representado las tres curvas correspondientes a los tres ensayos realizados a una misma temperatura.



**Figura 3.32: Gráfica Fuerza-desplazamiento de las tres muestras Ti 6Al 4V PA a 25 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.**



**Figura 3.33: Gráfica Fuerza-desplazamiento de las tres muestras Ti 6Al 4V PA a 200 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.**



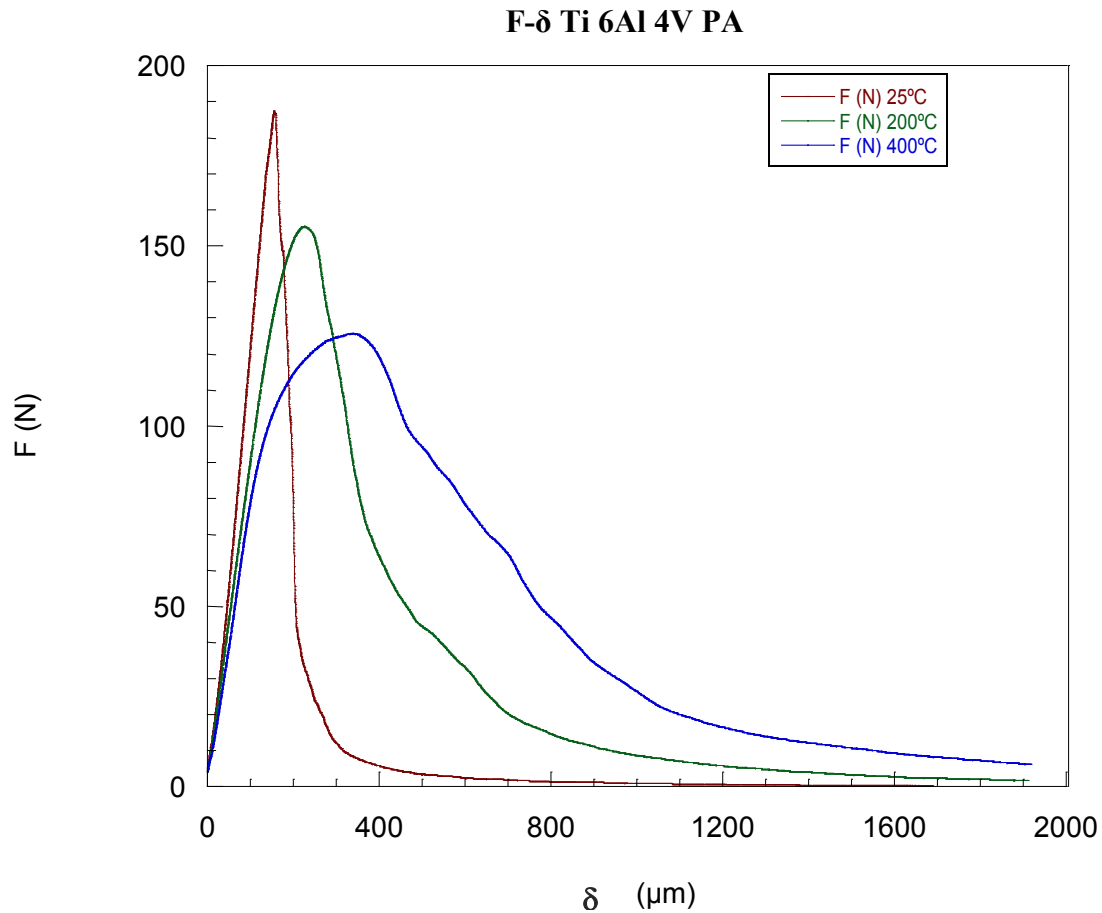
**Figura 3.34: Gráfica Fuerza-desplazamiento de las tres muestras Ti 6Al 4V PA a 400 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.**

De la visualización de las gráficas representadas podemos extraer una serie de conclusiones respecto a la fuerza necesaria para el inicio de propagación de la grieta, tipo de propagación de la grieta y tipo de inicio para la propagación de la grieta.

Podemos observar cómo la fuerza necesaria para el inicio de propagación de la grieta, disminuye con el aumento de la temperatura. Por otro lado, conforme aumenta la temperatura el inicio de propagación de la grieta se vuelve más plástico, lo que se puede observar en el aumento de la suavidad de la curva.

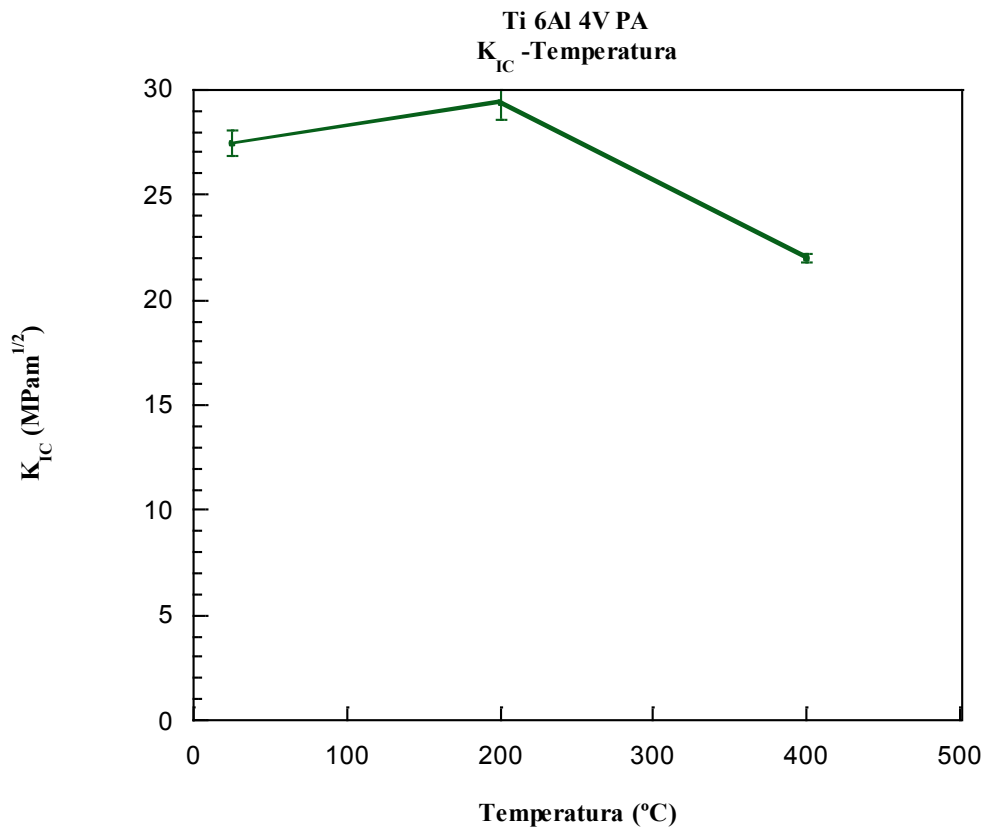
En todos los ensayos se ha producido una propagación estable de la grieta, lo que ha permitido extender el ensayo hasta que la curva se convierte en asintota. Esto ha posibilitado el cálculo de la energía absorbida por el material durante el ensayo de fractura (área bajo la curva). La propagación estable de la grieta puede ser indicativo de mecanismos de propagación plástica, lo cual se podrá comprobar mediante el análisis fractográfico.

Para ilustrar la variación de las curvas de fuerza - desplazamiento de este material con respecto a la temperatura, a continuación se muestra una gráfica en la que están representadas las curvas obtenidas a cada una de las tres temperaturas de los ensayos.



**Figura 3.35: Gráfica Fuerza-desplazamiento del Ti 6Al 4V PA a 25, 200 y 400 °C.  
Ensayo de tenacidad de fractura.**

Analizando los valores obtenidos del cálculo del factor de concentración de tensiones se observa cómo se produce un ligero aumento de este valor al aumentar la temperatura de 25 °C a 200 °C y un descenso del 25% al aumentar la temperatura de 200 °C a 400 °C .



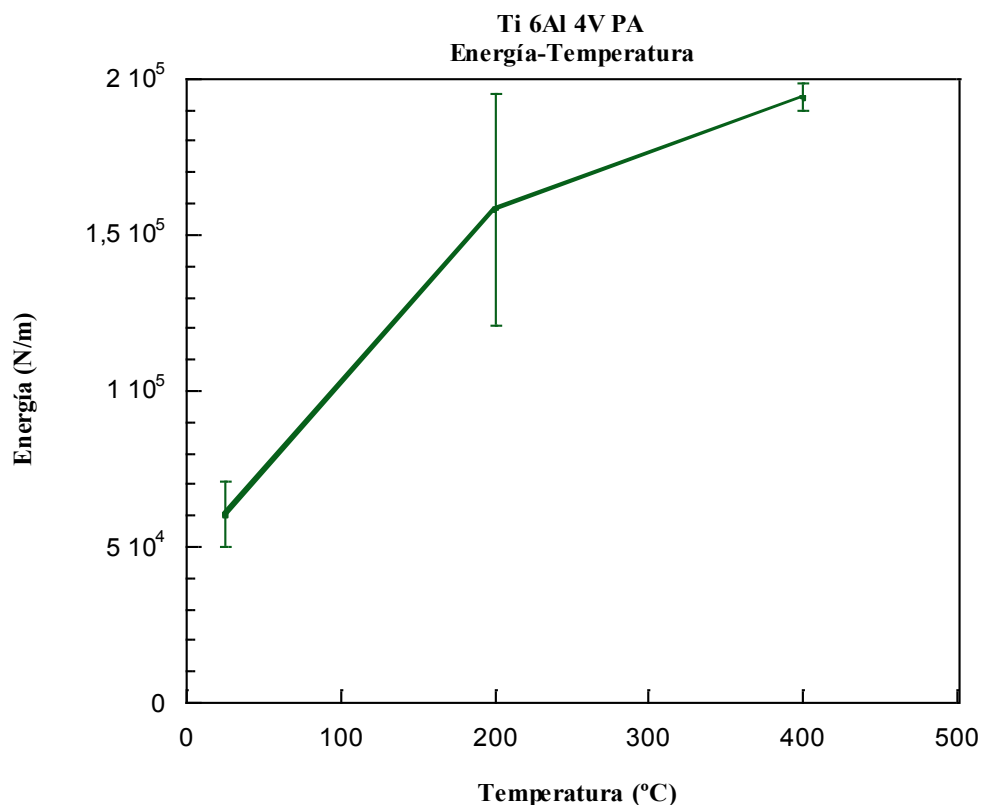
**Figura 3.36: Gráfica del KIC-temperatura del Ti 6Al 4V PA a 25, 200 y 400 °C.**

Tal y como hemos comentado anteriormente, debido a la propagación estable de la grieta durante los ensayos de fractura estática, ha sido posible calcular la energía absorbida por la probeta (área bajo la curva fuerza-desplazamiento), en los ensayos de fractura realizados.

En este caso el valor de energía absorbida por el material durante el ensayo sufre un aumento al aumentar la temperatura. Este efecto guarda relación con el aumento de mecanismos de propagación plásticos que experimenta el material conforme se aumenta la temperatura. Este efecto ya había sido observado en el análisis fractográfico.

Cabe destacar el gran aumento que experimenta la energía absorbida por el material al aumentar la temperatura de 25 °C a 200 °C (160%), mientras que de 200 °C a 400 °C se produce un aumento moderado (20%).





**Figura 3.37:** Gráfica de la energía-temperatura del Ti 6Al 4V PA a 25, 200 y 400 °C.

A continuación, pasamos a resumir los resultados obtenidos en los distintos ensayos en la tabla 3.4.

**Tabla 3.4: Propiedades obtenidas del Ti 6Al 4V pulvimetalúrgico prealeado.**

	RT (25 °C)	200 °C	400 °C
$\sigma_{Max}$ (MPa)	1506,7 $\pm$ 17,9	-----	-----
$\sigma_{0,2\%}$ (MPa)	1366,0 $\pm$ 17,0	972,0 $\pm$ 16,0	680,0 $\pm$ 5,5
E (GPa)	112 $\pm$ 3	87 $\pm$ 2	85 $\pm$ 1
$K_{IC}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	27,410 $\pm$ 0,622	29,380 $\pm$ 0,799	21,970 $\pm$ 0,183
Energía(N/m)	60280,2 $\pm$ 10402,0	158074,4 $\pm$ 37175,0	194213,8 $\pm$ 4431,3

De forma complementaria, vamos a utilizar los resultados facilitados por la UC3M, los cuales han sido obtenidos a través de ensayos a temperatura ambiente. Estos datos se encuentran representados en la tabla 2.1.

La comparación de los resultados obtenidos con los encontrados en la bibliografía (Tabla 3.5) nos puede ayudar a evaluar este material, así como su método de fabricación.

La densidad del material fabricado es de  $4,08 \text{ kg/cm}^3$ , por lo que comparado con el de la bibliografía,  $4,43 \text{ kg/cm}^3$  [51], nos da una referencia de la porosidad del material que se sitúa en torno al 7,9 %, es decir el material tiene una densidad del 92% de la teórica. El grado de porosidad tiene influencia directa en los resultados obtenidos en los ensayos por lo que habrá que tenerlo en cuenta a la hora de evaluar los mismos.

Del análisis de la composición de nuestro material, se han obtenido las proporciones de oxígeno y nitrógeno presentes en él. Al compararlos con los máximos permitidos en la composición de los distintos tipos de Ti 6Al 4V comercial, nuestro material se encuentra por encima (tabla 2.1) ya que los máximos recogidos en la bibliografía son de 0,2% de O y de 0,05% de N [54]. Esto ayuda a explicar, además de la porosidad del material, la densidad del material inferior a la de la bibliografía.

**Tabla 3.5: Propiedades de tracción y tenacidad de fractura del Ti 6Al 4V BE compactado procesado bajo diversas condiciones [51]**

Condition <sup>(a)</sup>	0.2% yield strength		Ultimate tensile strength		Elongation, %	Reduction in area, %	$K_{Ic}$ or ( $K_{Ic}$ )		Density, %	Chlorine, ppm	O <sub>2</sub> , ppm	Ref
	MPa	ksi	MPa	ksi			$\text{MPa} \sqrt{m}$	$\text{ksi} \sqrt{in}$				
Pressed and sintered (96% dense)	758	110	827	120	6	10	...	...	96	1200	...	21
Pressed and sintered (98% dense)	827	120	896	130	12	20	...	...	98	1200	...	21
Pressed and sintered (MR-9 process)(99.2% dense)	847	123	930	135	14	29	38	35	99.2	1200	...	21, 22
Pressed and sintered plus HIP	806	117	875	127	9	17	41	37	≥ 99	1500	2400	23, 24
CIP and sintered plus HIP	827	120	916	133	13	26	...	...	99.4	1500	2400	24
Pressed and sintered plus $\alpha/\beta$ forged	841	122	923	134	8	9	...	...	≥ 99	1500	...	25
Pressed and sintered plus $\alpha/\beta$ forged	951	138	1027	149	9	24	49	45	99	1200	...	26
Pressed and sintered (92% dense)	827	120	910	132	10	...	...	...	92	1500	2100	17

En lo referente a las propiedades mecánicas, se han obtenido a través de ensayos a tracción valores de tensión y deformación máxima (tabla 2.1). En cuanto a la tensión máxima el valor obtenido concuerda con el obtenido en la bibliografía. En el caso de la elongación máxima el valor obtenido está muy por debajo del consultado en la bibliografía (tabla 3.5). Esta variación de la elongación máxima puede ser debida a la presencia de N y O como impurezas, y a la porosidad del material.

A través de ensayos a flexión en tres puntos realizados en la UC3M obtenemos un valor de resistencia a flexión a temperatura ambiente de nuestro material ( $964 \pm 73$  MPa), que difiere enormemente del obtenido en los ensayos realizados en la UPM ( $1506,7 \pm 17,9$  MPa). La diferencia puede venir de la diferencia de tamaño y acabado superficial de las probetas de la UC3M respecto a las de la UPM.

No se han encontrado referencias del valor de resistencia a flexión del Ti 6Al 4V debido a que es método experimental en la caracterización del titanio y especialmente de sus aleaciones pulvimetalúrgicas.

Como ya se ha comentado en el análisis de las curvas de tensión-deformación, no se ha producido rotura de las probetas durante los ensayos a 200 °C y 400 °C debido a la gran ductilidad del material, por lo que no es posible el análisis y evaluación de estos resultados.

Debido a que el ensayo de flexión en tres puntos, para la determinación de las características mecánicas del Ti y sus aleaciones, es considerado como experimental no se han encontrado datos en la bibliografía con los que comparar nuestros resultados. Sí cabe destacar el descenso prácticamente lineal que sufre el límite elástico con el aumento de la temperatura (figura 3.30).

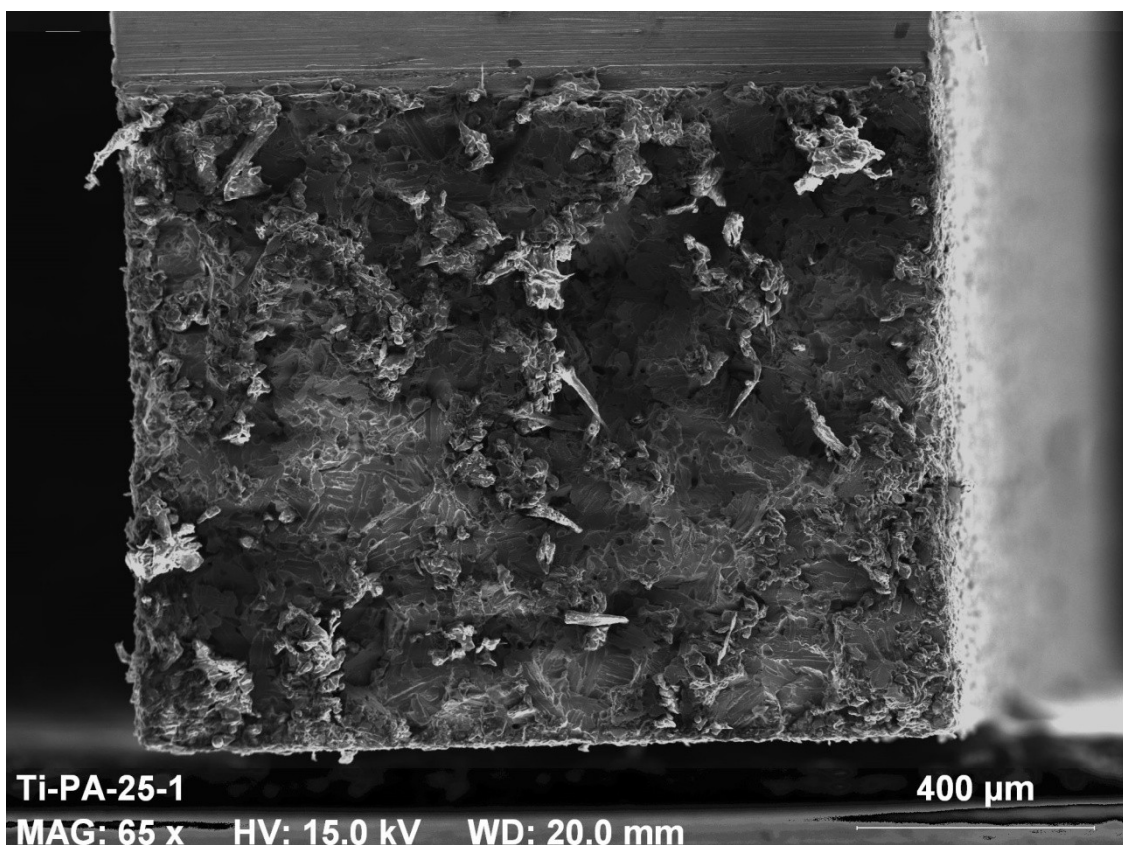
El módulo de elasticidad obtenido a temperatura ambiente es muy similar al encontrado en la bibliografía [71]. No se han encontrado datos a temperaturas superiores a la temperatura ambiente. La dispersión de los resultados obtenidos durante los ensayos a cada una de las temperaturas es menor al 3% (figura 3.31).

Como ya se ha indicado anteriormente (figura 3.15) el radio de entalla afecta al valor del factor de concentración de tensiones por lo que al intentar comparar los resultados obtenidos de  $K_{IC}$  con los disponibles en la bibliografía, nos encontramos con grandes diferencias en los resultados.

Mediante la técnica experimental utilizada para la creación de entalla en las probetas, se han obtenido radios de entalla cuyos valores oscilan entre las 6 y 14 micras, lo que supone que el valor de concentración de tensiones calculado es más preciso que los encontrados en la bibliografía.

- ***Análisis fractográfico***

Para poder concretar los mecanismos de fractura a continuación se va a realizar un análisis fractográfico a partir de las imágenes obtenidas de las superficies de fractura.

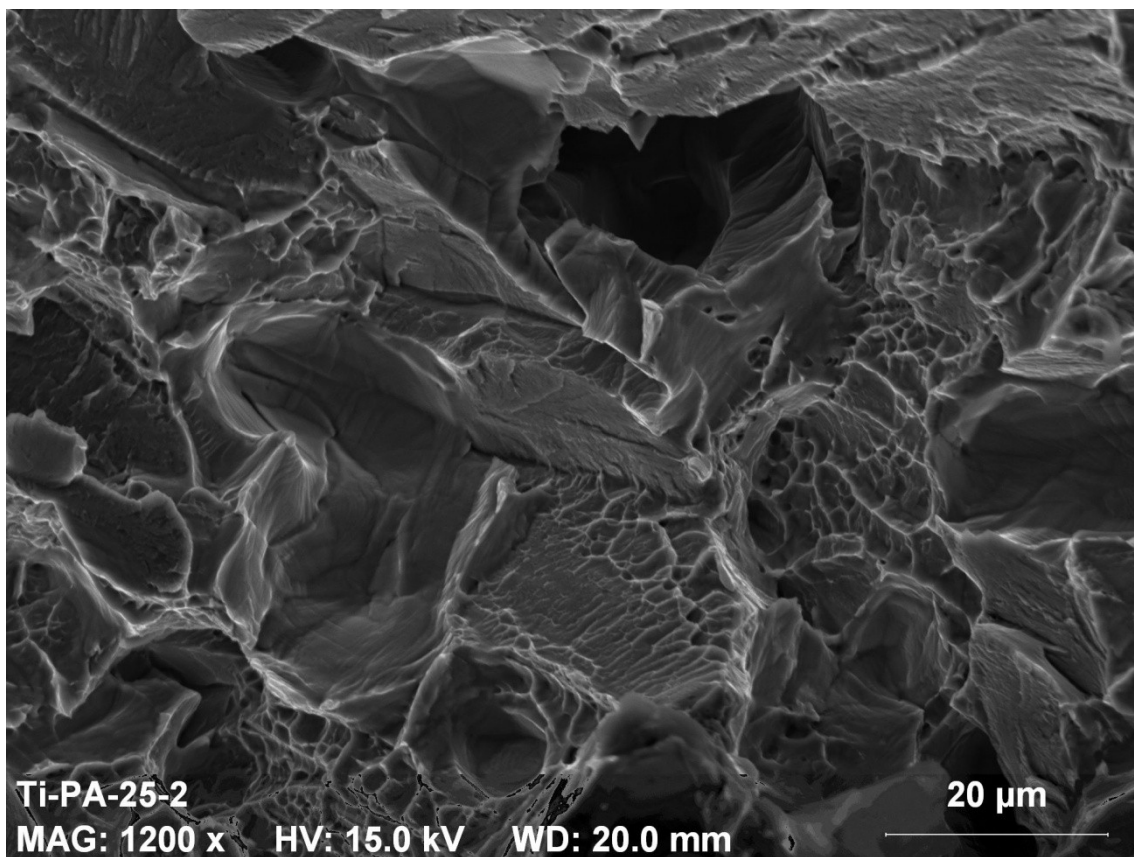


**Figura 3.38:** Superficie de fractura a 65 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 25 °C.

En la figura 3.38 se puede observar la entalla y superficie de fractura de una de las probetas ensayadas a 25 °C. La imagen, tomada a 65 aumentos, muestra una superficie

de fractura aparentemente intergranular. Es difícil concluir qué tipo de superficie de fractura posee la probeta ensayada, ya que como se observa en la imagen, ésta en el momento de introducirse en el microscopio electrónico contenía una cantidad de polvo, no apreciable a simple vista, que dificulta la correcta visualización de la superficie.

Se reconocen algunas zonas de fractura transgranular identificables por la presencia de fractura por clivaje. Además en toda la probeta se pueden observar poros o “dimples” que nos dan una referencia de la porosidad del material ensayado.

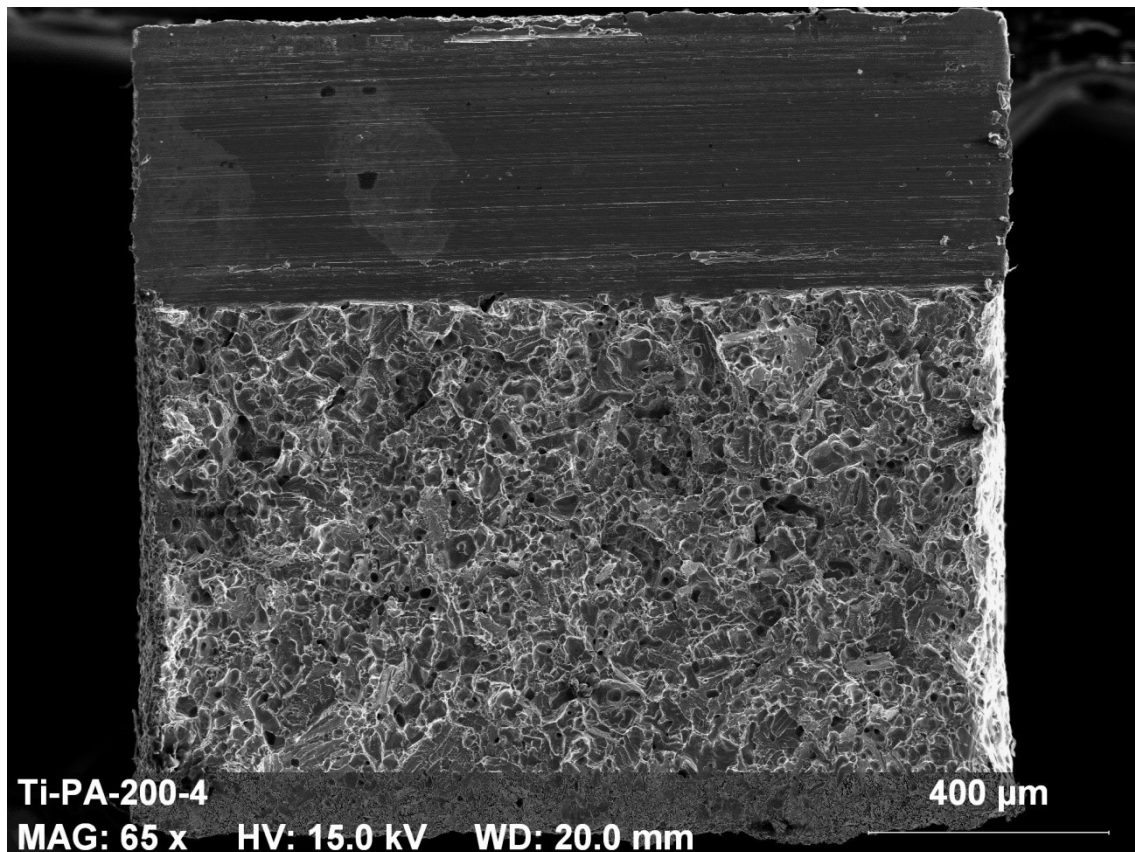


**Figura 3.39: Superficie de fractura a 1225 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 25 °C.**

En la figura 3.39 se ha tomado una imagen a mayores aumentos para observar con mayor detalle la superficie de fractura de la probeta. En ella observamos los dos casos típicos de fractura intergranular: frágil y dúctil. La fractura intergranular dúctil se identifica gracias a las microcavidades que cubren la superficie del grano.

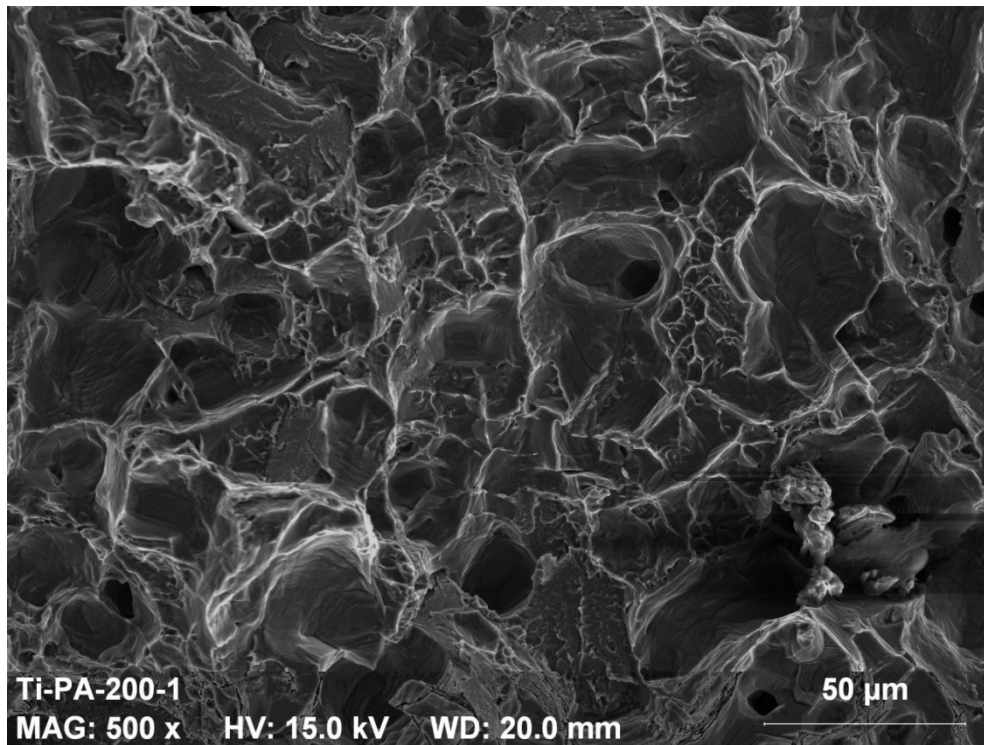
La presencia de los tres tipos de fractura comentados (transgranular, intergranular dúctil e intergranular frágil), se puede explicar debido a que al ser una aleación con Al y V,

estabilizadores de la fase alfa y beta respectivamente, se encuentran zonas donde la concentración de uno u otro aleante es mayor. De esta forma regiones con mayor proporción de Al presentan un comportamiento más frágil que otras con mayor concentración de V que presentarían un comportamiento más dúctil.



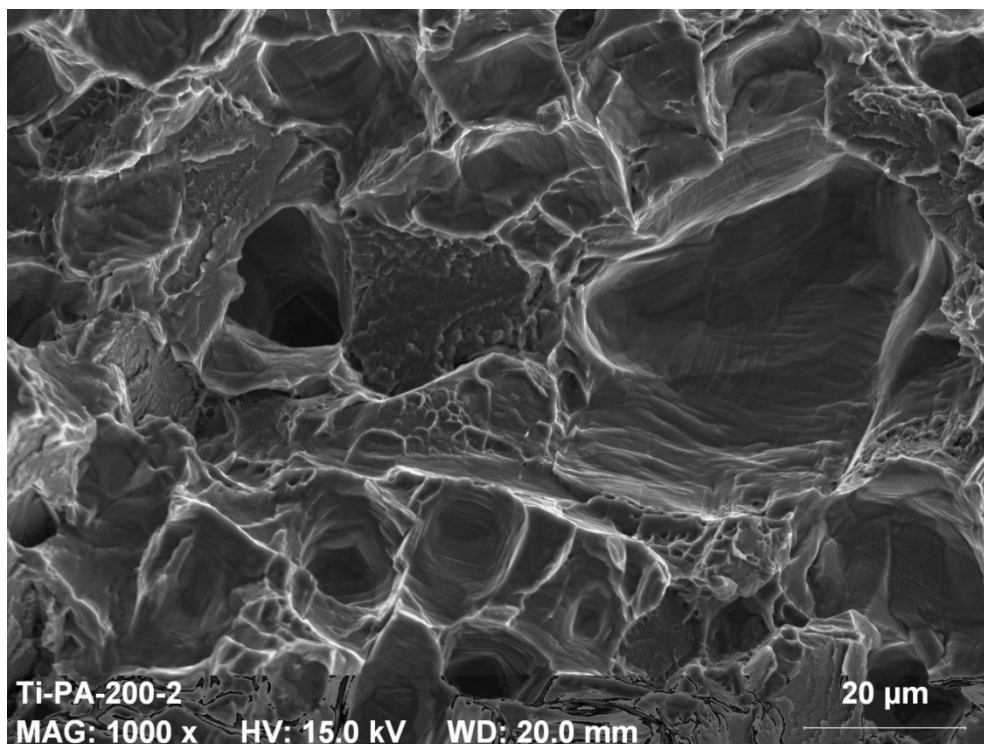
**Figura 3.40:** Superficie de fractura a 65 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 200 °C

En la figura 3.40 podemos observar la entalla y superficie de fractura de una de las probetas de Ti 6Al 4V PA ensayadas a 200 °C. En la imagen se observa cómo han disminuido las regiones de fractura transgranular con respecto a las presentes en la probeta a 25 °C. A simple vista parece predominar el mecanismo de fractura intergranular.



**Figura 3.41: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 200 °C**

En la figura anterior se ha tomado una imagen a 500 aumentos que permite apreciar con más claridad los mecanismos de propagación de fractura. En ella se identifican los dos tipos de fractura intergranular (dúctil y frágil). Se confirma el aumento de la presencia de superficies de fractura intergranular dúctil, respecto a las probetas ensayadas a 25 °C.



**Figura 3.42: Superficie de fractura a 1000 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 200 °C**



En una región que a simple vista parecía una superficie de fractura transgranular, se ha realizado un mayor aumento de la misma. Una vez obtenida la imagen, se confirma la presencia de superficies de fractura con clivaje, siendo éstas pequeñas y de difícil localización.

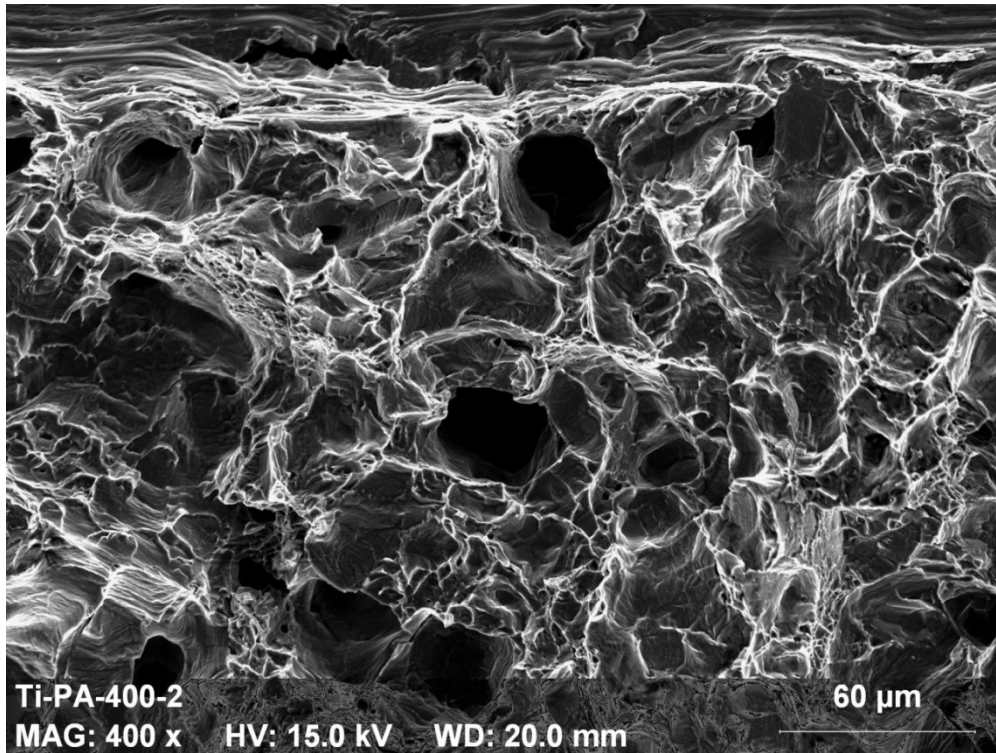


Figura 3.43: Superficie de fractura a 400 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 400 °C

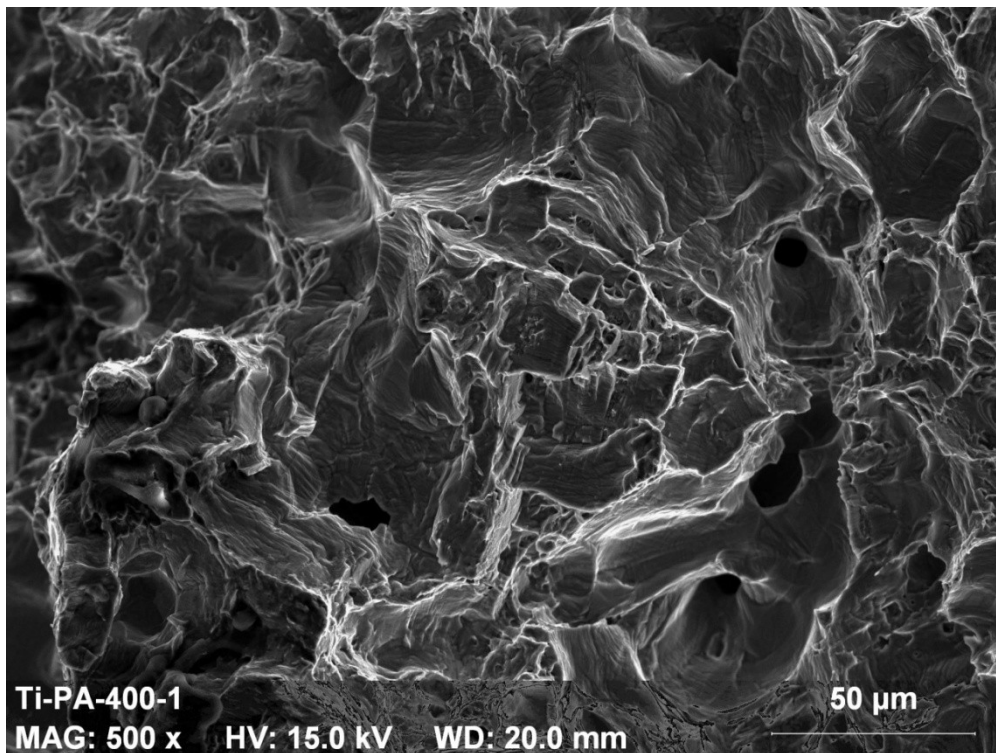


Figura 3.44: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 400 °C

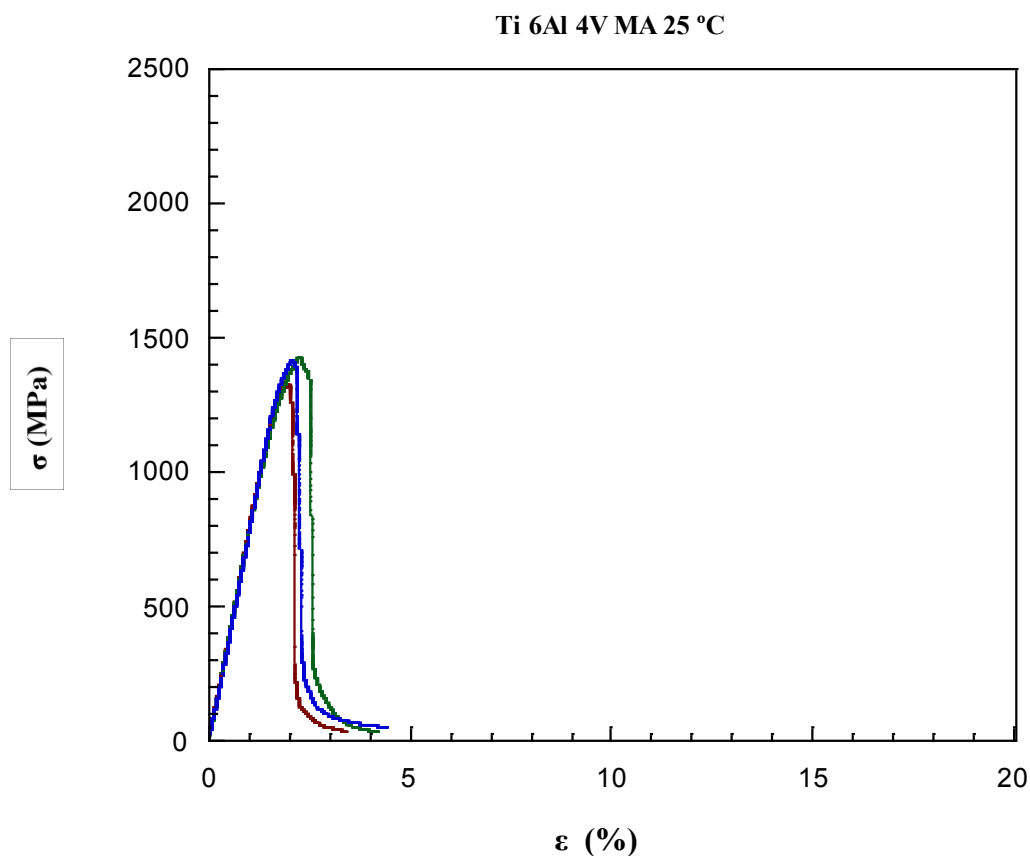


En las figuras 3.43 y 3.44 se ven las superficies de fractura de una probeta de Ti 6Al 4V PA ensayado a 400 °C, se observa cómo predomina la superficie de fractura intergranular dúctil, siendo este tipo de superficie de fractura indicativo de un material con mayor plasticidad. Por lo tanto se puede concluir del análisis fractográfico que aumenta la plasticidad del material conforme se aumenta la temperatura de ensayo.

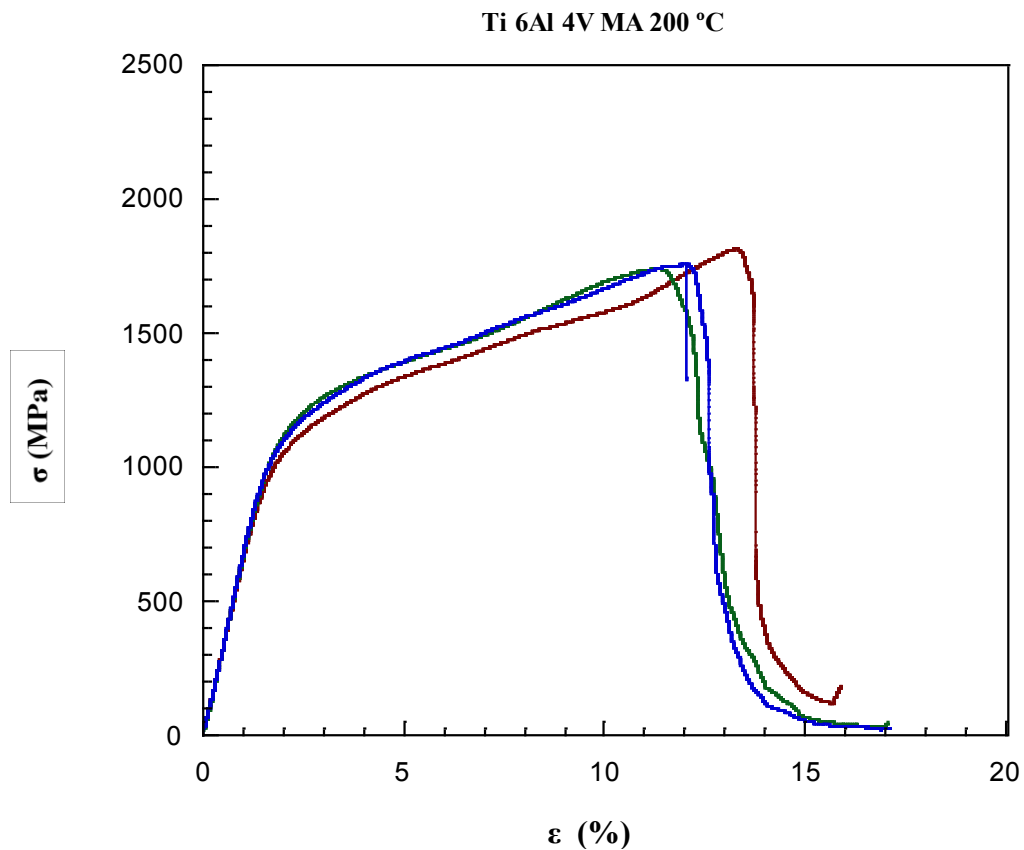
### 3.3.3 Ti 6Al 4V masteraleación (MA)

- *Ensayos de resistencia a flexión*

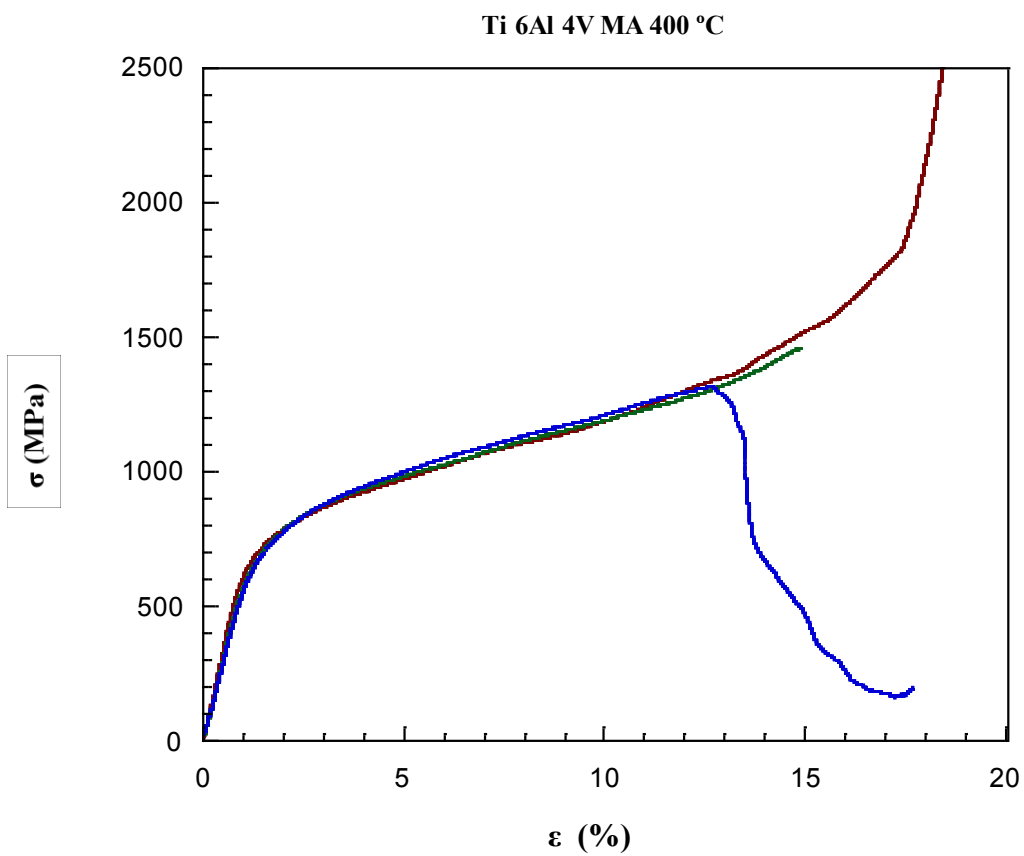
De la realización de los ensayos y el posterior tratamiento de los resultados obtenidos, conseguimos las siguientes gráficas en las que se muestran las curvas de tensión-deformación. En cada una de las gráficas se han representado las tres curvas correspondientes a los tres ensayos realizados a una misma temperatura.



**Figura 3.45: Gráfica tensión-deformación de las tres muestras del Ti 6Al 4V MA a 25 °C. Ensayos de resistencia a flexión.**



**Figura 3.46:** Gráfica tensión-deformación de las tres muestras del Ti 6Al 4V MA a 200°C.  
Ensayos de resistencia a flexión.



**Figura 3.47:** Gráfica tensión-deformación de las tres muestras del Ti 6Al 4V MA a 400°C.  
Ensayos de resistencia a flexión.

De la visualización de las gráficas representadas podemos extraer una serie de conclusiones respecto a las propiedades del material:

1°.- Las gráficas obtenidas de los ensayos a temperatura ambiente de esta aleación nos muestran un material frágil, ya que únicamente sufre deformación elástica antes de su rotura. Sin embargo al aumentar la temperatura a 200 y 400 °C, observamos en las gráficas un comportamiento plástico del material. Esto se puede observar, a través de la gran deformación plástica que sufre el material durante el ensayo. Este comportamiento plástico se acentúa a 400 °C.

2°.- Al realizar los ensayos a distintas temperaturas con este material observamos que se produce la rotura de la probeta en todos ellos, salvo en el ensayo a 400 °C, en el que únicamente se produce la rotura en una de las probetas. Por lo que si bien el valor de tensión máxima obtenido nos puede servir de referencia, no podemos considerar este valor como representativo al ser el único.

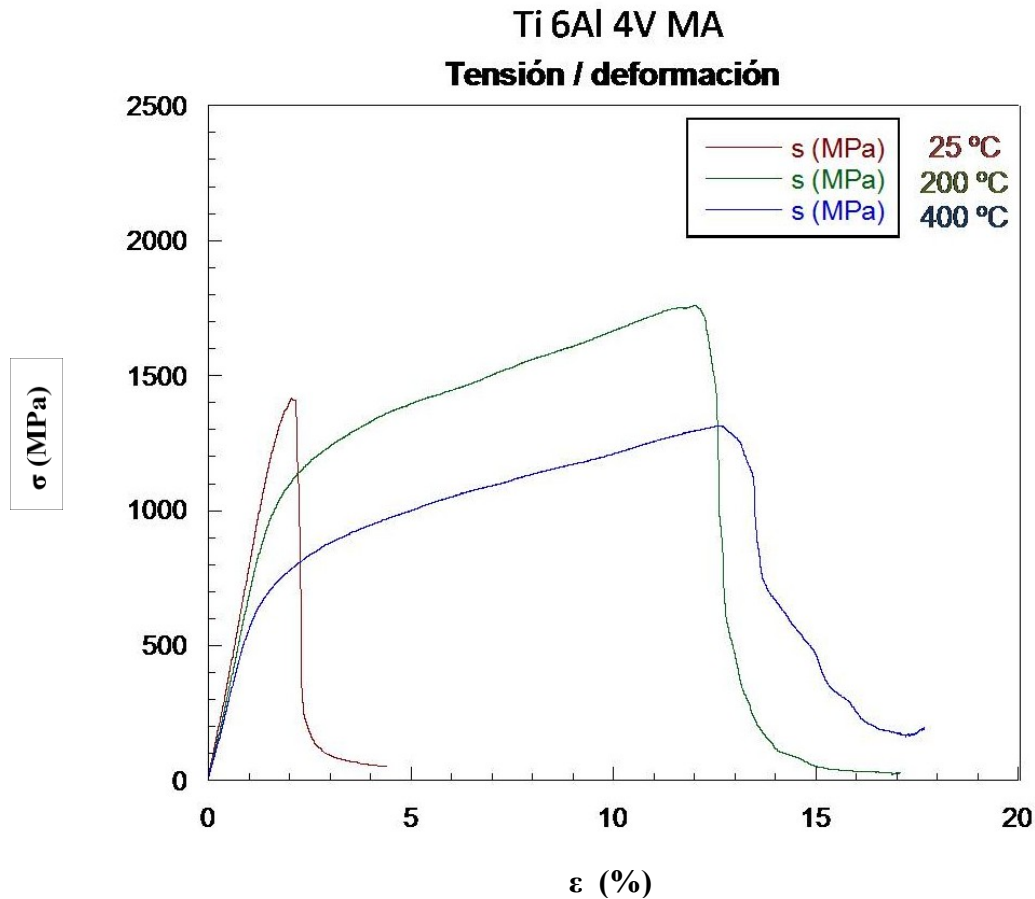
3°.- En el caso de los ensayos realizados a este material, el final del ensayo ha venido dado por la rotura de la probeta salvo en dos de los ensayos a 400 °C. En estos dos casos el final del ensayo ha venido dado por el criterio seguido por los otros dos materiales.

Por otro lado, observamos que el límite elástico se reduce considerablemente conforme se aumenta la temperatura (figuras 3.45 a 3.47). Esto nos indica que la elasticidad del material disminuye con la temperatura.

Respecto al módulo de elasticidad si bien, sufre variación con el aumento de temperatura, en la representación gráfica no se aprecia con demasiada claridad (figuras 3.47 a 3.49). Por lo que para cuantificar dicha variación respecto a la temperatura nos serviremos de los resultados numéricos obtenidos acompañados de su representación gráfica.

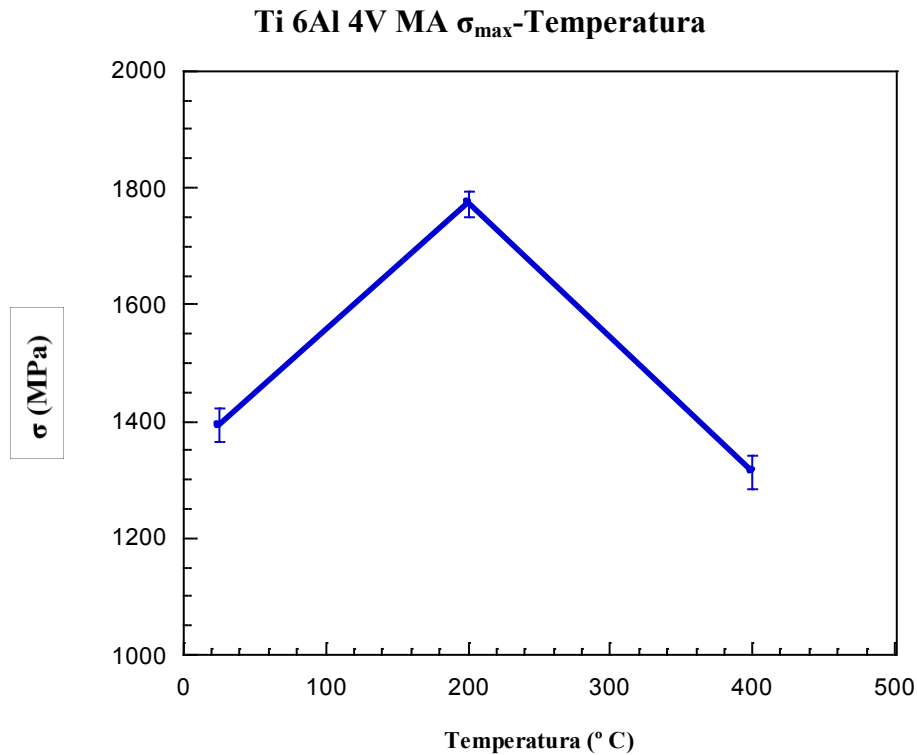
Cabe destacar que los resultados obtenidos dentro de los ensayos a cada una de las temperaturas son muy similares, lo que nos indica, por un lado que el material obtenido es bastante homogéneo, y por otro nos indica que este tipo de ensayo es adecuado para dicho material.

Para ilustrar la variación de las curvas de tensión - deformación de este material con respecto a la temperatura, a continuación se muestra una gráfica en la que están representadas las curvas obtenidas a cada una de las tres temperaturas de los ensayos.



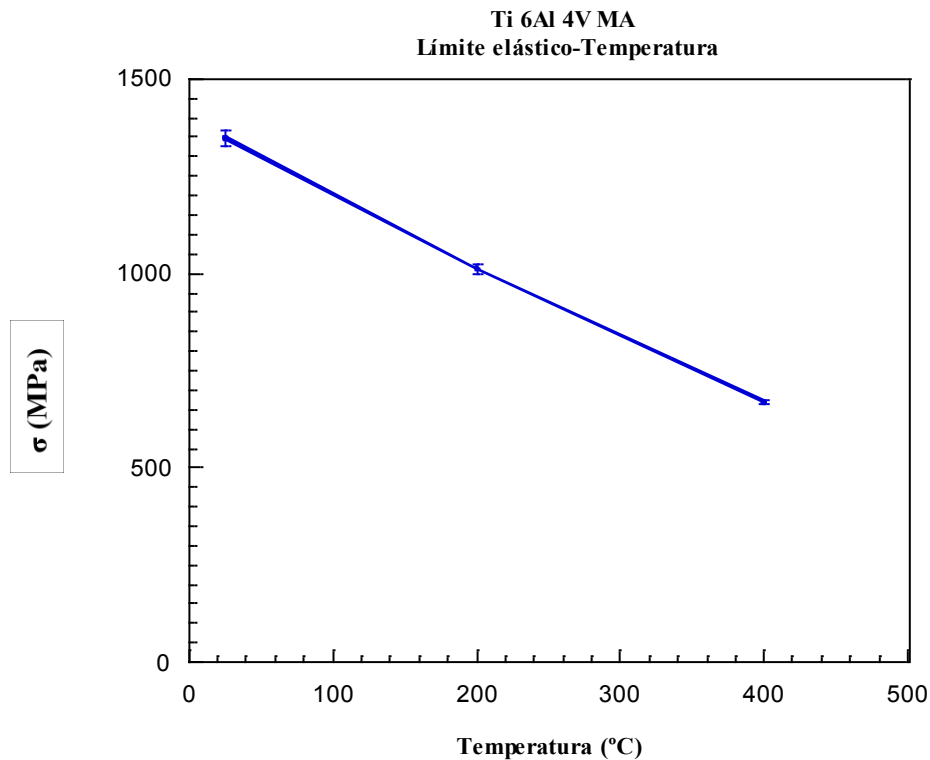
**Figura 3.48: Gráfica tensión-deformación del Ti 6Al 4V MA a 25, 200 y 400 °C. Ensayo de resistencia.**

Como ya se ha comentado en el análisis de las curvas de tensión-deformación, a 400 °C solo se ha producido la rotura de una de las probetas por lo que el valor obtenido es únicamente orientativo. Cabe destacar el aumento de la resistencia a flexión al aumentar la temperatura de ensayo de 25 °C a 200 °C, este aumento se puede deber al incremento de la plasticidad que adquiere el material al aumentar la temperatura.



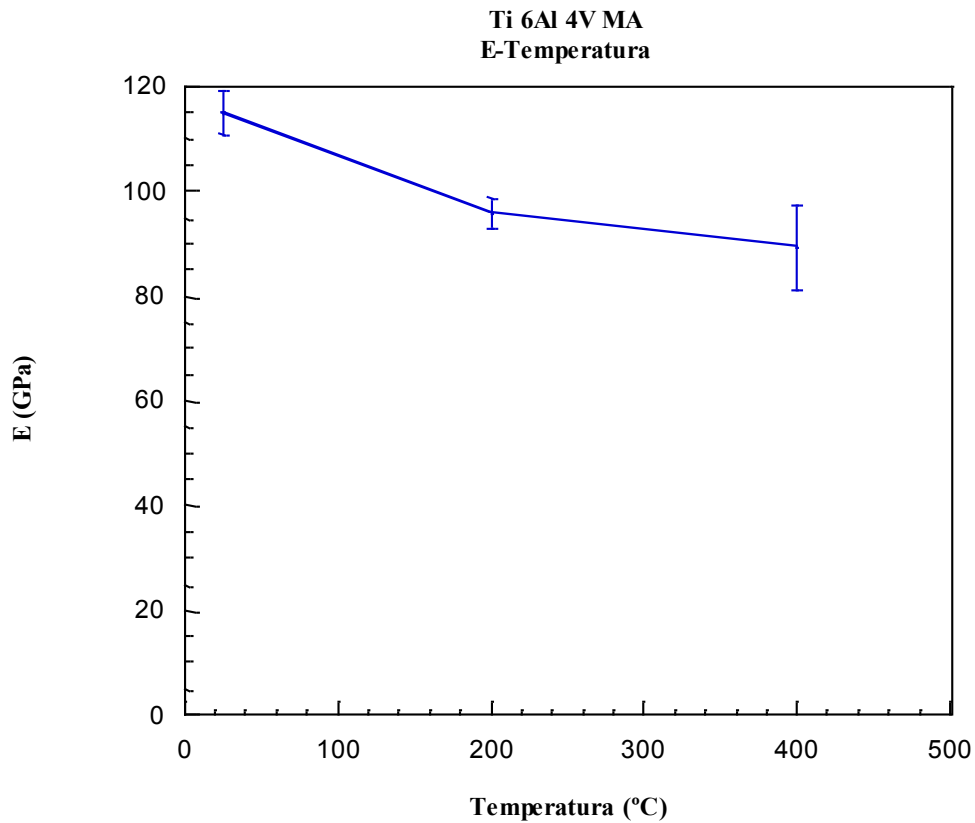
**Figura 3.49: Gráfica Tensión máxima-temperatura del Ti 6Al 4V MA a 25, 200 y 400 °C.**

El límite elástico a flexión muestra una muy leve dispersión de los resultados, siendo los datos muy homogéneos lo que nos indica por un lado, la homogeneidad del material fabricado y por otro la validez de estos ensayos para la determinación de las características mecánicas de este material.



**Figura 3.50: Gráfica del Límite elástico-temperatura del Ti 6Al 4V MA a 25, 200 y 400 °C.**

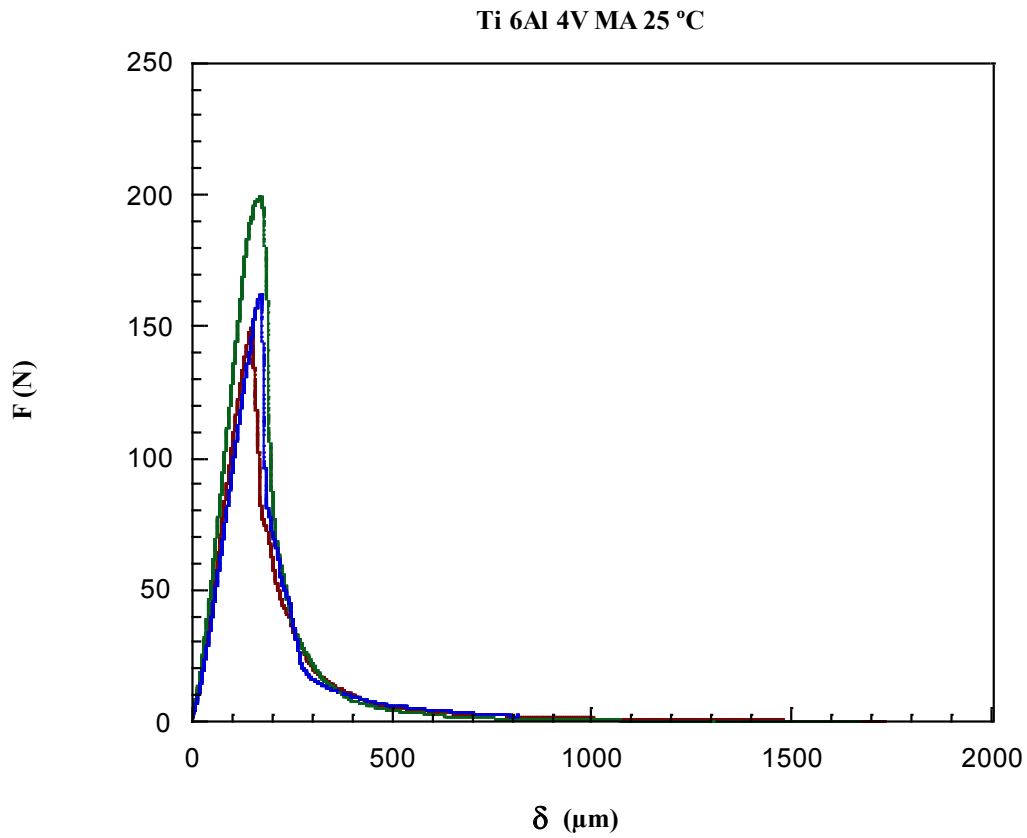
Al mismo tiempo, se observa un descenso del módulo de elasticidad calculado, conforme se aumenta la temperatura de ensayo, este comportamiento ya se conocía para el titanio puro y se encuentra recogido en la bibliografía consultada. En el caso de la aleación Ti 6Al 4V el comportamiento es el mismo.



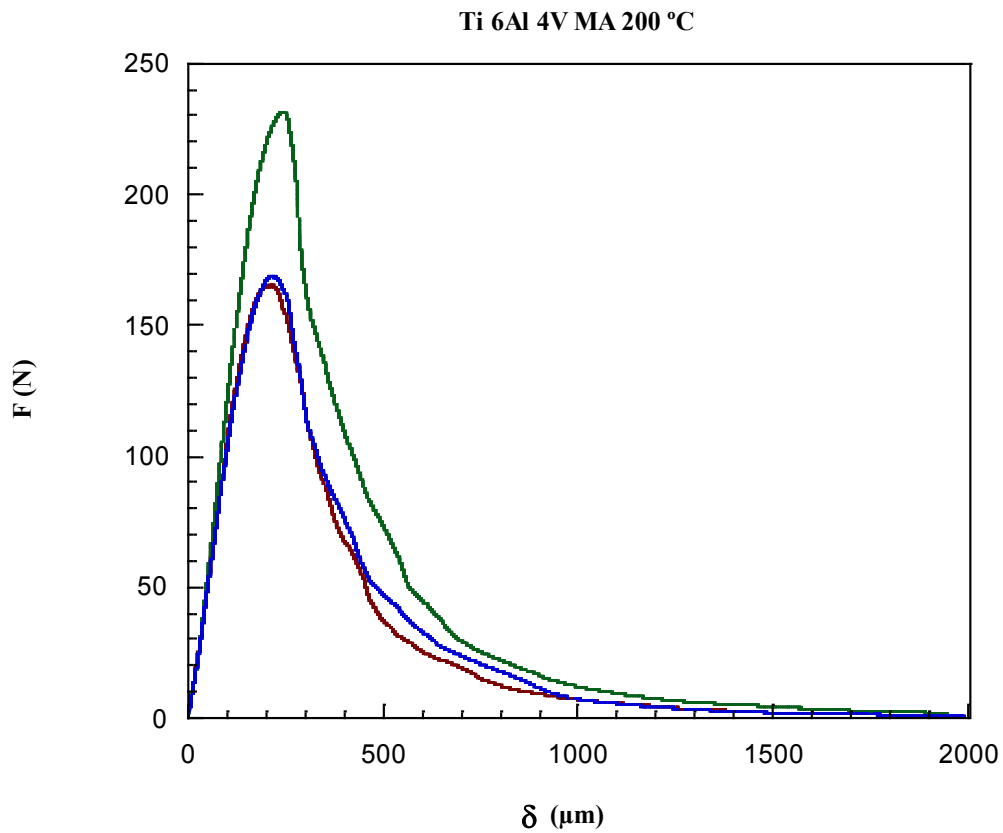
**Figura 3.51: Gráfica Módulo elasticidad-temperatura Ti 6Al 4V MA a 25, 200 y 400 °C.**

- ***Ensayos de tenacidad de fractura***

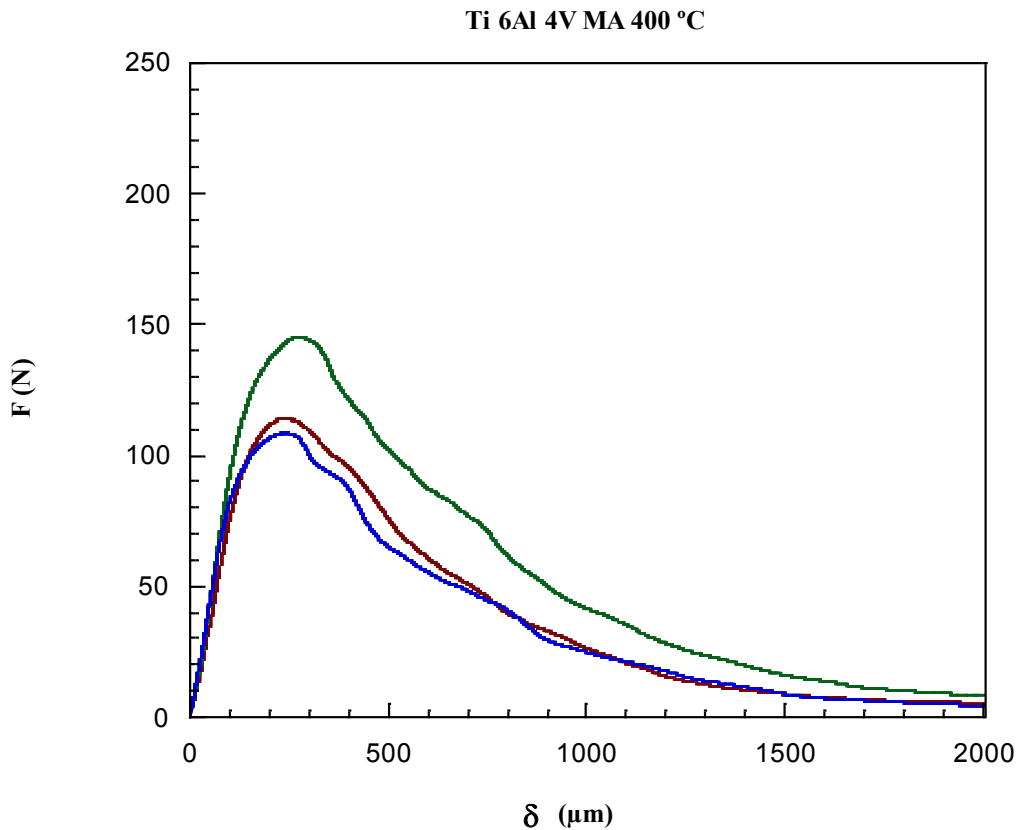
De la realización de los ensayos de tenacidad de fractura y el posterior tratamiento de los resultados obtenidos, conseguimos las siguientes gráficas en las que se muestran las curvas de fuerza-desplazamiento. En cada una de las gráficas se han representado las tres curvas correspondientes a los tres ensayos realizados a una misma temperatura.



**Figura 3.52: Gráfica Fuerza-desplazamiento de las tres muestras Ti 6Al 4V MA a 25 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.**



**Figura 3.53: Gráfica Fuerza-desplazamiento de las tres muestras Ti 6Al 4V MA a 200 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.**



**Figura 3.54: Gráfica Fuerza-desplazamiento de las tres muestras Ti 6Al 4V MA a 400 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.**

De la visualización de las gráficas representadas podemos extraer una serie de conclusiones respecto a la fuerza necesaria para el inicio de propagación de la grieta, tipo de propagación de la grieta y tipo de inicio para la propagación de la grieta.

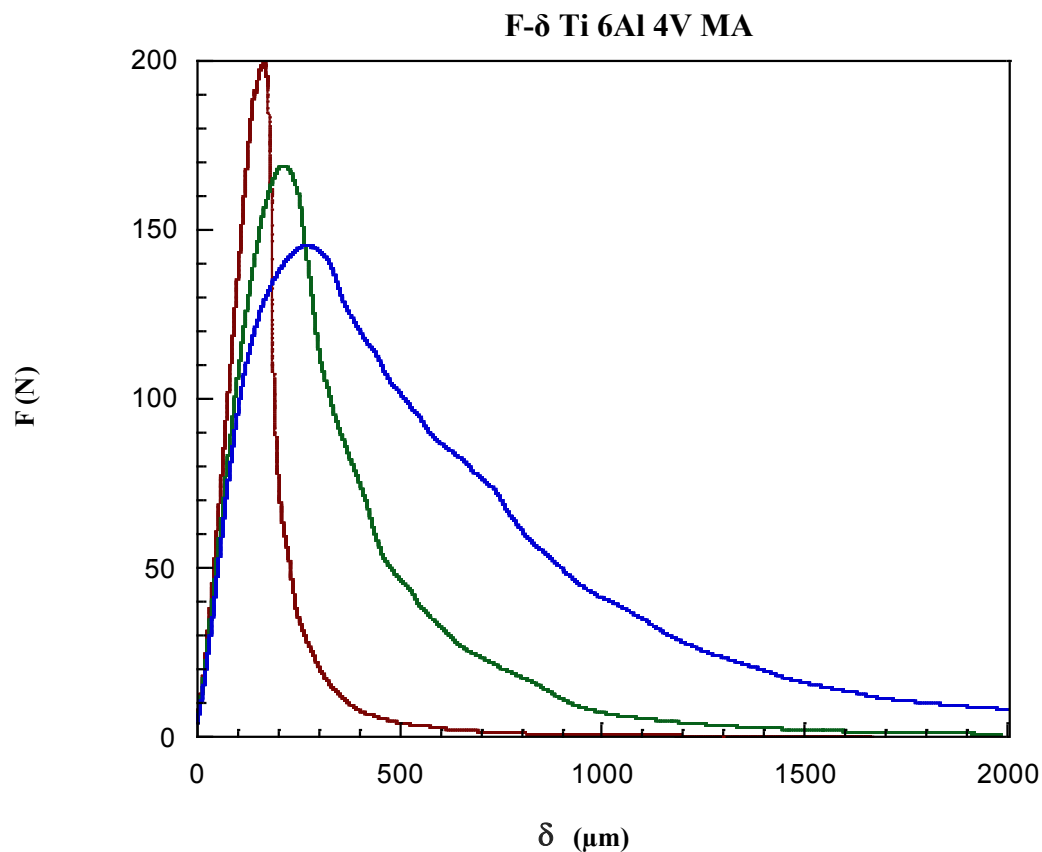
Podemos observar cómo la fuerza necesaria para el inicio de propagación de la grieta, disminuye con el aumento de la temperatura. Al comparar los resultados obtenidos a 25 y 200 °C, parece que lo dicho anteriormente no se cumple. Sin embargo hay que tener en cuenta que las probetas de los ensayos a 200 °C eran ligeramente más grandes, por lo que los valores de fuerza necesarios para el inicio de propagación de la grieta eran también mayores. Con lo que en realidad, se puede mantener la anterior afirmación.

Por otro lado, conforme aumenta la temperatura el inicio de propagación de la grieta se vuelve más plástico, lo que se puede observar en el aumento de la suavidad de la curva.



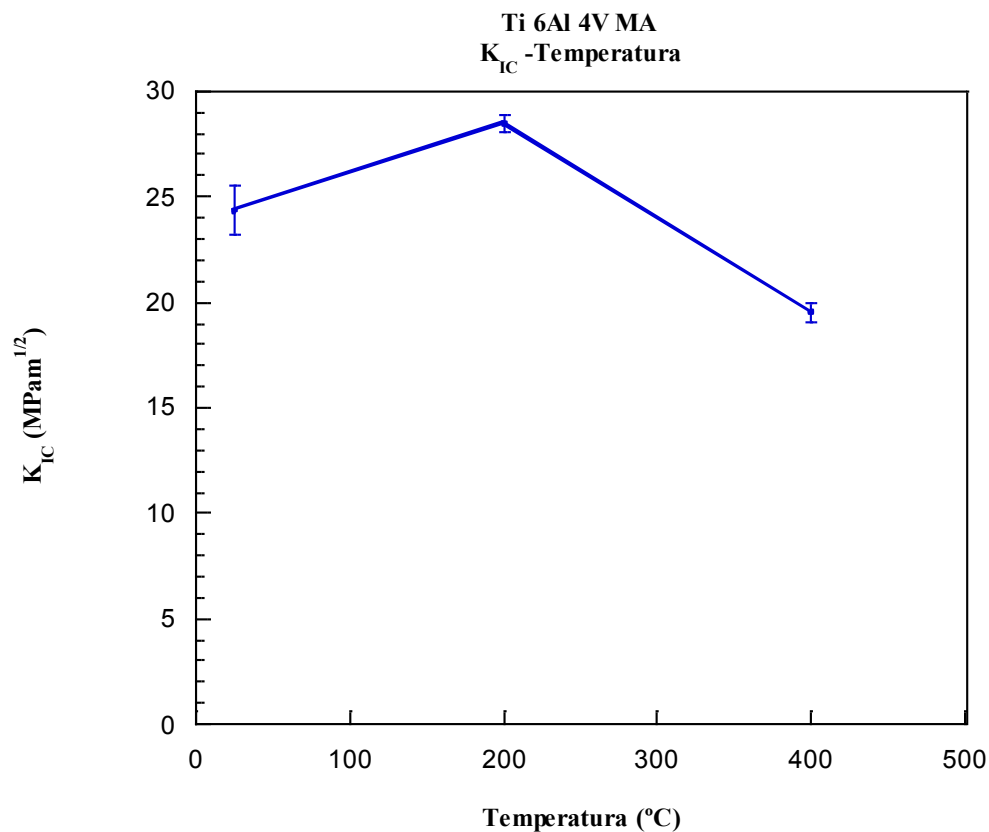
En todos los ensayos se ha producido una propagación estable de la grieta, lo que ha permitido extender el ensayo hasta que la curva se convierte en asíntota. Esto ha posibilitado el cálculo de la energía absorbida por el material durante el ensayo de fractura (área bajo la curva). La propagación estable de la grieta puede ser indicativo de mecanismos de propagación plástica, lo cual se podrá comprobar mediante el análisis fractográfico.

Para ilustrar la variación de las curvas de fuerza - desplazamiento de este material con respecto a la temperatura, a continuación se muestra una gráfica en la que están representadas las curvas obtenidas a cada una de las tres temperaturas de los ensayos.



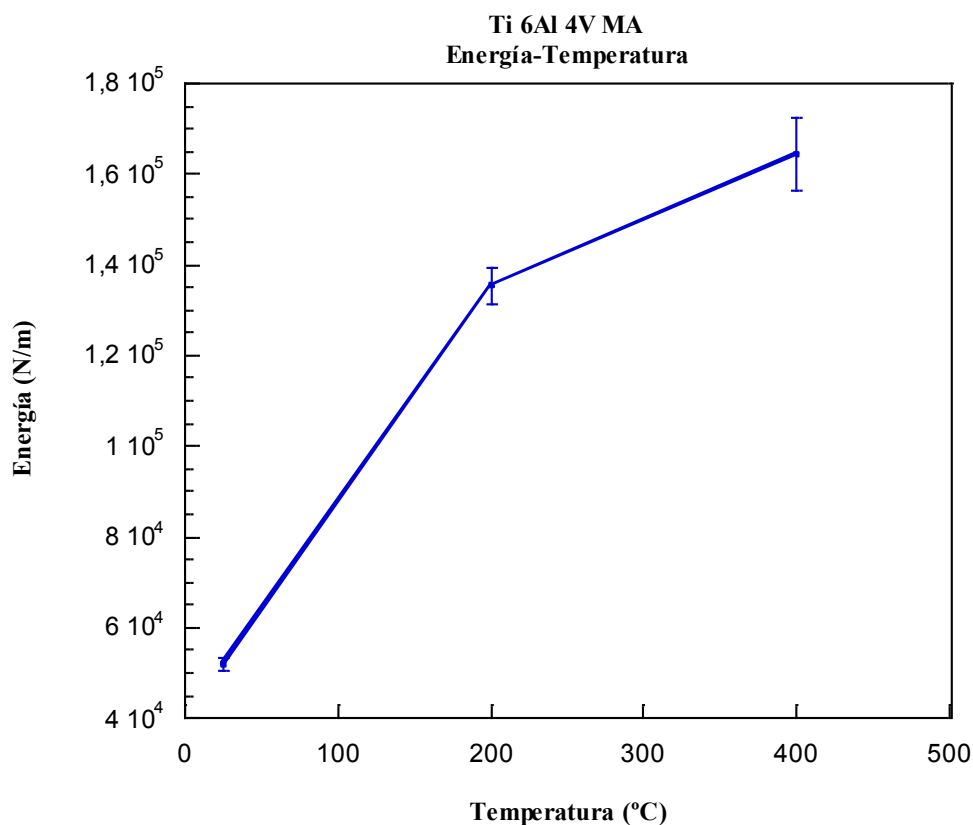
**Figura 3.55: Gráfica Fuerza-desplazamiento del Ti 6Al 4V MA a 25, 200 y 400 °C. Ensayo de tenacidad de fractura.**

Analizando los valores obtenidos del cálculo del factor de concentración de tensiones se puede observar cómo se produce un ligero aumento de este valor al aumentar la temperatura de 25 °C a 200 °C y un descenso del 25% al aumentar la temperatura de 200 °C a 400 °C .



**Figura 3.56: Gráfica del KIC-temperatura del Ti 6Al 4V MA a 25, 200 y 400 °C.**

Tal y como hemos comentado anteriormente, debido a la propagación estable de la grieta durante los ensayos de fractura estática, ha sido posible calcular la energía absorbida por la probeta (área bajo la curva fuerza-desplazamiento), en los ensayos de fractura realizados.



**Figura 3.57: Gráfica energía-temperatura del Ti 6Al 4V MA a 25, 200 y 400 °C.**

En este caso el valor de energía absorbida por el material durante el ensayo sufre un aumento al aumentar la temperatura. Este efecto guarda relación con el aumento de mecanismos de propagación plásticos que experimenta el material conforme se aumenta la temperatura. Este efecto se podrá observar en el análisis fractográfico.

Cabe destacar el gran aumento que experimenta la energía absorbida por el material al aumentar la temperatura de 25 °C a 200 °C (160%), mientras que de 200 °C a 400 °C se produce un aumento moderado (20%).

A continuación, pasamos a resumir los resultados obtenidos en los distintos ensayos en la tabla 3.6:

**Tabla 3.6: Propiedades obtenidas del Ti 6Al 4V pulvimetalúrgico masteraleación.**

	RT (25 °C)	200 °C	400 °C
$\sigma_{Max}$ (MPa)	$1393,5 \pm 29,2$	$1771,7 \pm 22,6$	$1313,8$
$\sigma_{0,2\%}$ (MPa)	$1346,7 \pm 19,2$	$1011,7 \pm 14,4$	$668,0 \pm 6,6$
E (GPa)	$115 \pm 4$	$96 \pm 3$	$89 \pm 8$
$K_{IC}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	$24,360 \pm 1,210$	$28,496 \pm 0,404$	$19,535 \pm 0,439$
Energía (N/m)	$51796,4 \pm 1477,2$	$135386,6 \pm 3935,4$	$164282,1 \pm 7919,9$

De forma complementaria, vamos a utilizar los resultados facilitados por la UC3M, los cuales han sido obtenidos a través de ensayos a temperatura ambiente. Estos datos se encuentran representados en la tabla 2.1. La comparación de los resultados obtenidos con los encontrados en la bibliografía nos puede ayudar a evaluar este material, así como su método de fabricación.

La densidad del material fabricado es de  $4,20 \text{ kg/cm}^3$ , por lo que comparado con el de la bibliografía,  $4,43 \text{ kg/cm}^3$  [71], nos da una referencia de la porosidad del material que se sitúa en torno al 5,2 %, es decir el material tiene una densidad del 95% de la teórica. El grado de porosidad tiene influencia directa en los resultados obtenidos en los ensayos por lo que habrá que tenerlo en cuenta a la hora de evaluar los mismos.

Del análisis de la composición de nuestro material, se han obtenido las proporciones de oxígeno y nitrógeno presentes en él. Al compararlos con los máximos permitidos en la composición de los distintos tipos de Ti 6Al 4V comercial, nuestro material se encuentra por debajo (tabla 3.1) de los máximos recogidos en la bibliografía que son de 0,2% de O y de 0,05% de N [71].

En lo referente a las propiedades mecánicas, se han obtenido a través de ensayos a tracción valores de tensión y deformación máxima (tabla 3.1). En cuanto a la tensión máxima el valor obtenido es ligeramente superior al obtenido en la bibliografía. En el caso de la elongación máxima el valor obtenido está muy por debajo del consultado en la bibliografía (tabla 3.5).

A través de ensayos a flexión en tres puntos realizados en la UC3M obtenemos un valor de resistencia a flexión a temperatura ambiente de nuestro material ( $1041 \pm 98 \text{ Mpa}$ ), que difiere del obtenido en los ensayos realizados en la UPM ( $1393,5 \pm 29,2 \text{ MPa}$ ). La diferencia puede venir de la diferencia de tamaño y acabado superficial de las probetas de la UC3M y de la UPM.

No se han encontrado referencias del valor de resistencia a flexión del Ti 6Al 4V debido a que es método experimental en la caracterización del titanio y especialmente de sus aleaciones pulvimetalúrgicas.

Debido a que el ensayo de flexión en tres puntos, para la determinación de las características mecánicas del Ti y sus aleaciones, es considerado como experimental no se han encontrado datos en la bibliografía con los que comparar nuestros resultados. Sí cabe destacar el descenso prácticamente lineal que sufre el límite elástico con el aumento de la temperatura.

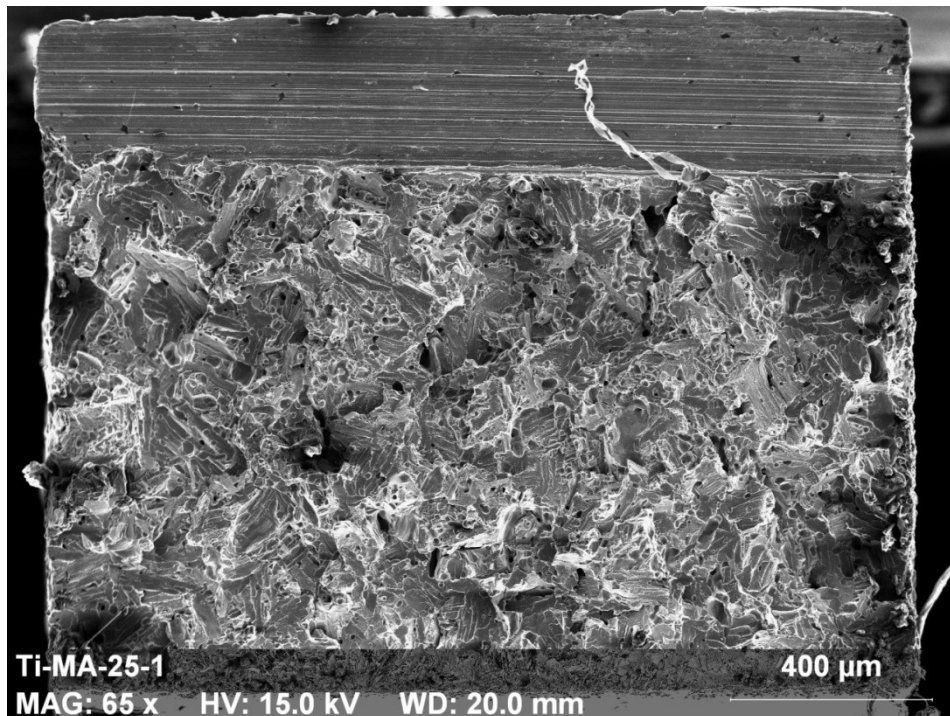
El módulo de elasticidad obtenido a temperatura ambiente es muy similar al encontrado en la bibliografía [71]. No se han encontrado datos a temperaturas superiores a la temperatura ambiente.

Como ya se ha indicado anteriormente (figura 3.15) el radio de entalla afecta al valor del factor de concentración de tensiones por lo que al intentar comparar los resultados obtenidos de  $K_{IC}$  con los disponibles en la bibliografía, nos encontramos con grandes diferencias en los resultados.

Mediante la técnica experimental utilizada para la creación de entalla en las probetas, se han obtenido radios de entalla cuyos valores oscilan entre las 6 y 14 micras, lo que supone que el valor de concentración de tensiones calculado es más preciso que los encontrados en la bibliografía.

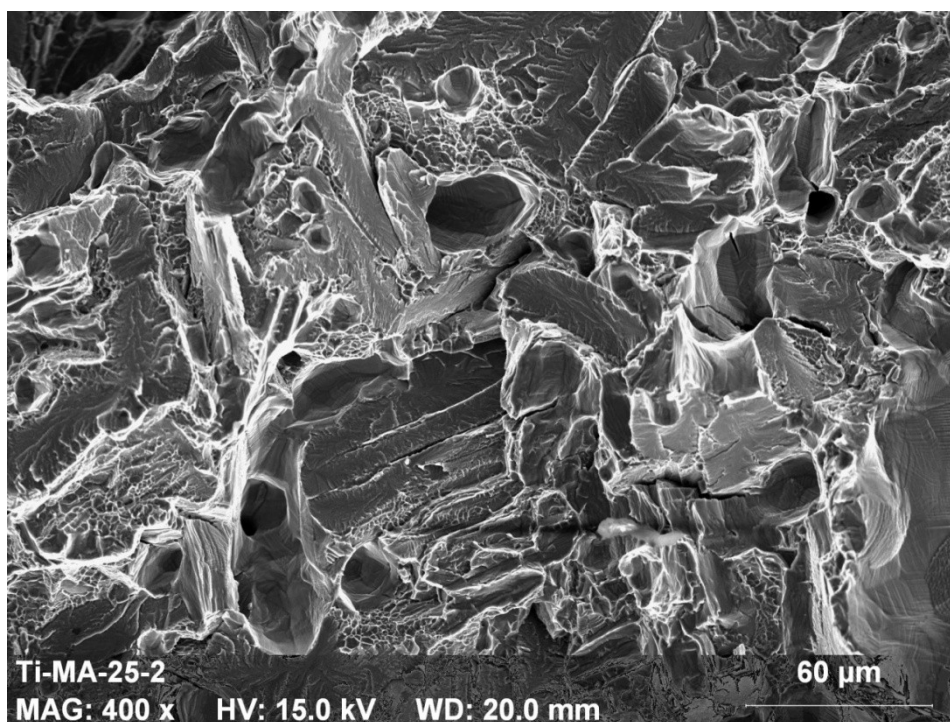
- ***Análisis fractográfico***

A continuación se analizarán las imágenes obtenidas con microscopio electrónico de las superficies de fractura. El análisis de las imágenes completará la información obtenida de los ensayos del material.



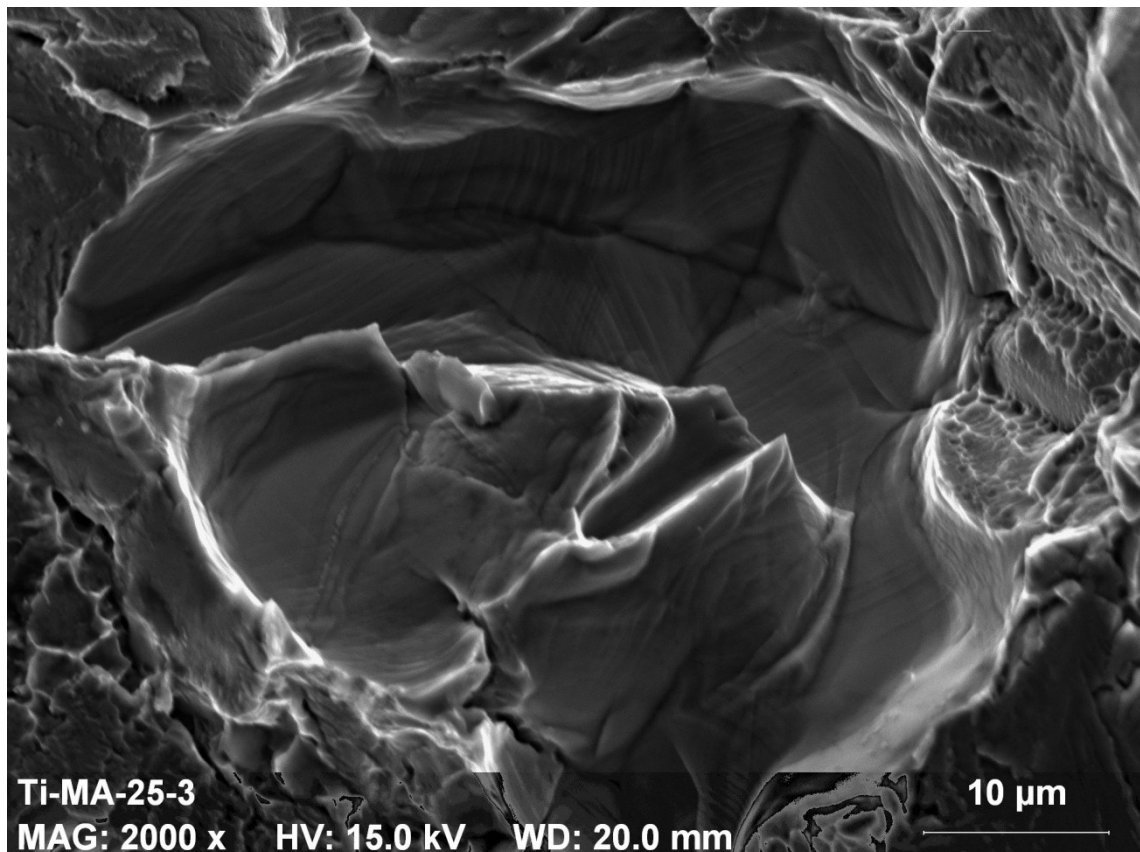
**Figura 3.58: Superficie de fractura a 65 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 25 °C.**

En la figura 3.58 podemos observar la entalla de la probeta así como la superficie de fractura. Se puede apreciar a simple vista los huecos o “dimples” que nos dan una idea de la porosidad del material. Al observar dicha imagen la superficie de fractura parece transgranular ya que se identifican los característicos “ríos de clivaje”.



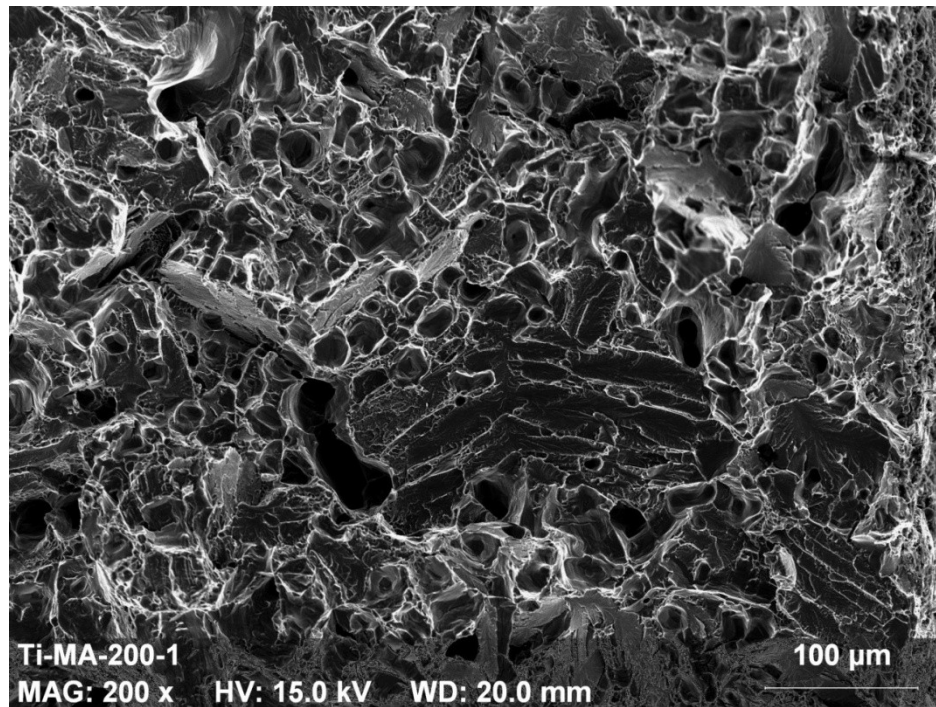
**Figura 3.59: Superficie de fractura a 400 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 25 °C.**

Al realizar una ampliación de una zona representativa de la superficie de fractura queda confirmado que nos encontramos ante un mecanismo de propagación de grieta principalmente transgranular. Aún así también se identifican superficies intergranulares tanto dúctiles como frágiles.



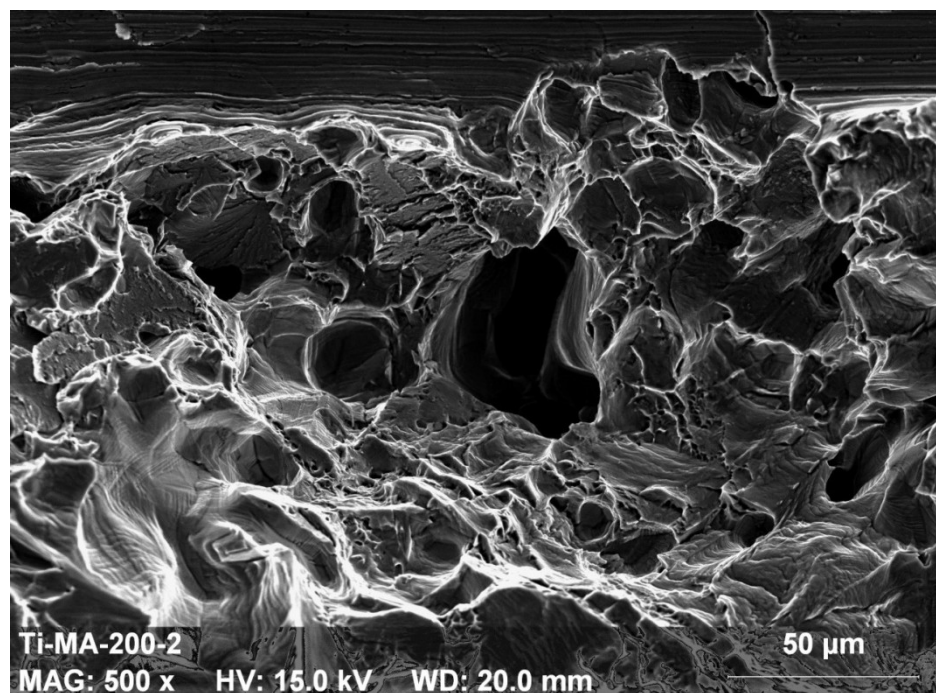
**Figura 3.60: Superficie de fractura a 2000 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 25 °C.**

La figura 3.60 se ha obtenido para mostrar una zona donde estuvieran presentes los dos tipos de superficie de fractura intergranular. Al aumentar la zona elegida se encuentra una imagen interesante que muestra como se ha producido el crecimiento de un grano de forma equiaxial pero dividido en cuatro.



**Figura 3.61: Superficie de fractura a 200 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 200 °C.**

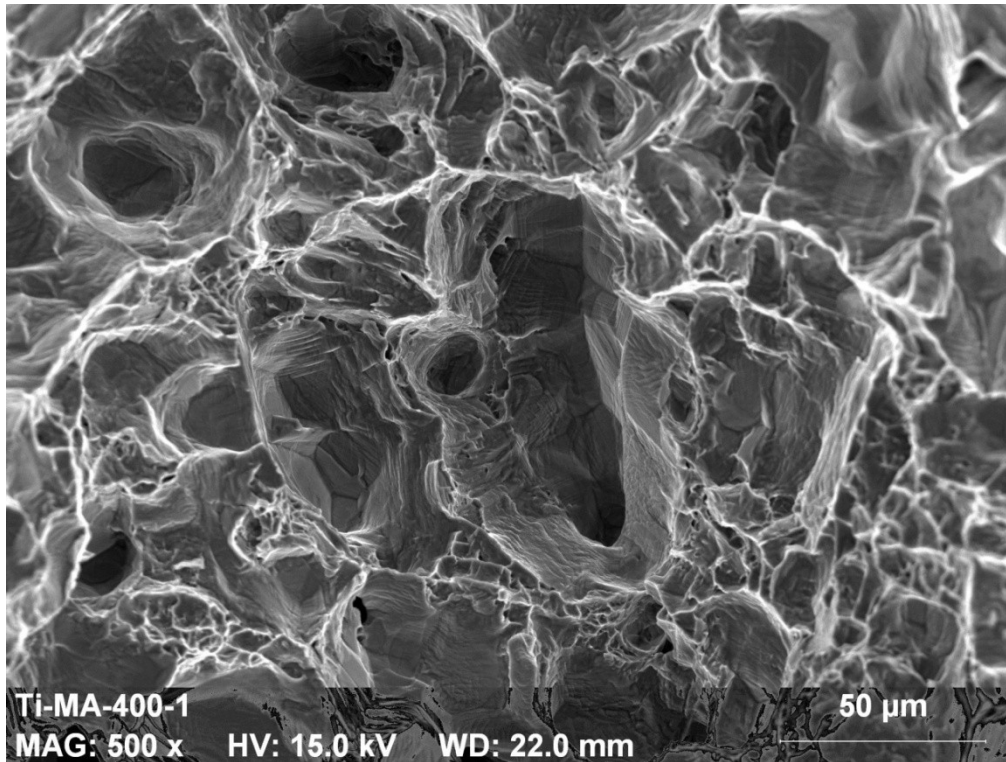
Al aumentar la temperatura de ensayo a 200 °C, se produce un aumento de la propagación de la grieta mediante mecanismo intergranular, apreciándose una predominancia de superficies de propagación intergranulares dúctiles. Aunque con una disminución respecto del material ensayado a 25 °C, también se observan mecanismos de propagación de la grieta intergranular dúctil y transgranular.



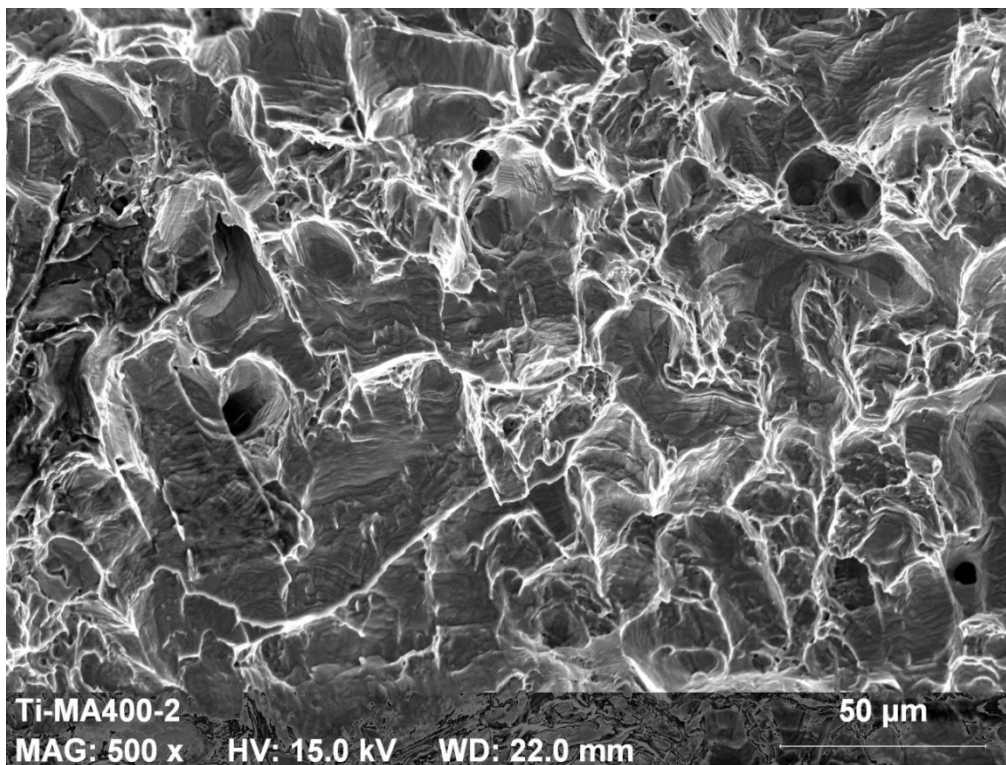
**Figura 3.62: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 200 °C.**



En la figura 3.62 se ha realizado un mayor aumento de una parte de la probeta donde se observa la entalla y los tres mecanismos de la grieta anteriormente citados. En conjunto las dos imágenes nos muestran una mayor ductilidad del material a 200 °C.



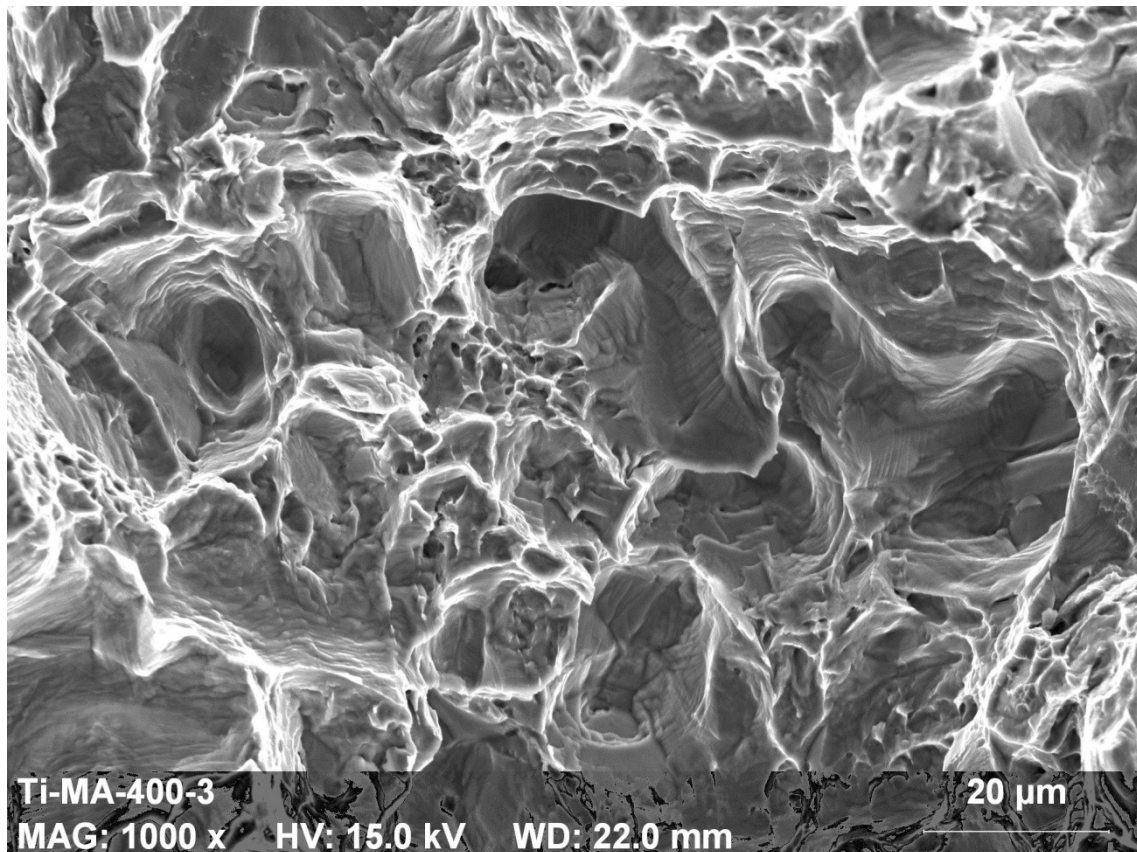
**Figura 3.63:** Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 400 °C.



**Figura 3.64:** Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 400 °C.

Las figuras 3.63 y 3.64 son dos imágenes a 500 aumentos de dos regiones distintas de la superficie de fractura de la probeta ensayada a 400 °C. En ellas se observa una superficie de fractura principalmente intergranular frágil, fácilmente identificable por los granos con superficies lisas. También se observa superficies de fractura intergranular dúctil.

En el material ensayado a 400 °C no se observan superficies de fractura transgranular, al no encontrarse ninguna superficie con “ríos de clivaje”. Esto es indicativo del aumento de plasticidad que sufre el material con el aumento de temperatura, lo que ya se había observado en las gráficas tensión - deformación.



**Figura 3.65: Superficie de fractura a 1000 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 400 °C.**

En la figura anterior se ha tomado una imagen con mayores aumentos para poder observar con mayor claridad los mecanismos citados anteriormente.

### 3.4 Análisis de los resultados por condiciones de ensayo

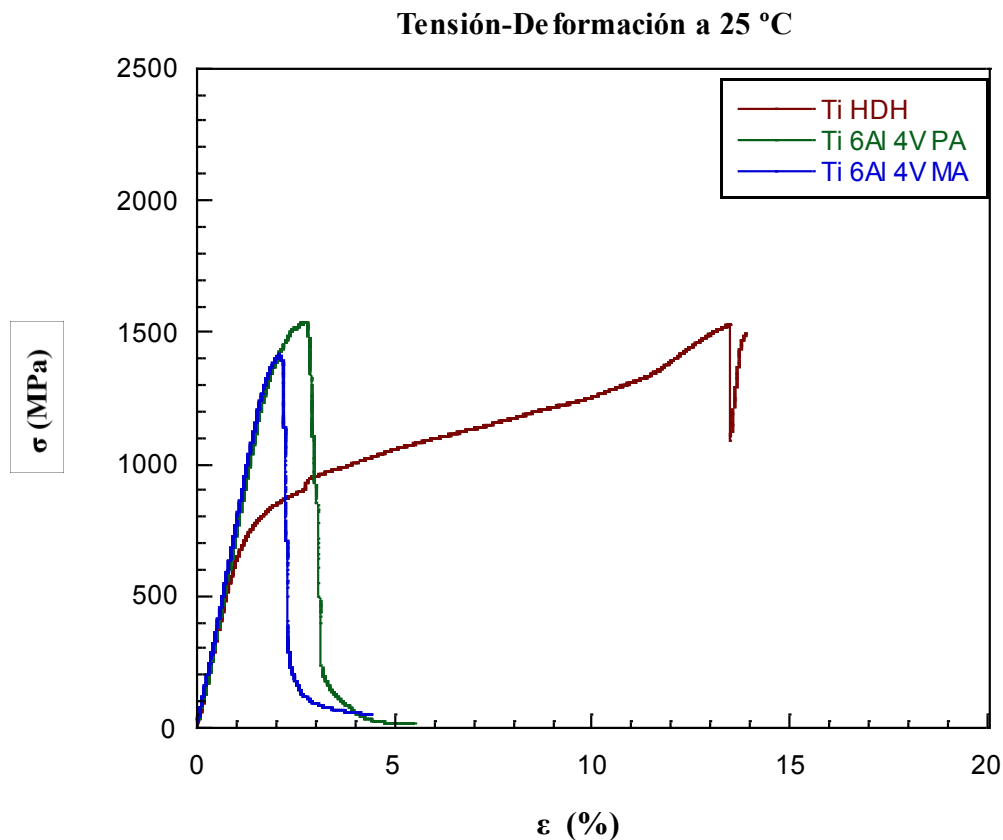
#### 3.4.1 Introducción

Una vez hemos analizado los resultados de los ensayos de cada material por separado, ahora se va a realizar una comparación de los resultados obtenidos en función del material. De esta forma se podrá evaluar las diferencias entre los tres materiales. Principalmente será interesante evaluar las diferencias, en caso de haberlas, entre las dos aleaciones de Ti 6Al 4V que difieren únicamente en el método de preparación de los polvos para la conformación pulvimetalúrgica.

Para comparar los resultados se va a presentar los resultados a una misma temperatura de cada uno de los materiales. Siguiendo con el orden establecido, los resultados se presentaran a su vez agrupados por tipos de ensayo.

#### 3.4.2 Ensayos de resistencia

- *Ensayo de resistencia a temperatura ambiente (25 °C).*



**Figura 3.66:** Gráfica tensión-deformación de los tres materiales ensayados a 25 °C.

En la figura 3.66 se ha representado una gráfica que muestra los resultados de tensión deformación de los tres materiales a temperatura ambiente. De los tres ensayos realizados para cada material a temperatura ambiente, se ha elegido uno como representante de dicho material a esa temperatura. De esta forma se puede evaluar las diferencias entre los tres materiales.

En la gráfica se aprecia el efecto de la adición de aleantes en el titanio. La aleación Ti 6Al 4V presenta un mayor límite elástico y un aparente mayor módulo de elasticidad. En cuanto a la diferencia entre las dos aleaciones del titanio, en la figura únicamente se observa un aumento de la tensión máxima de la aleación PA respecto de la MA, que puede deberse a su microestructura más fina.

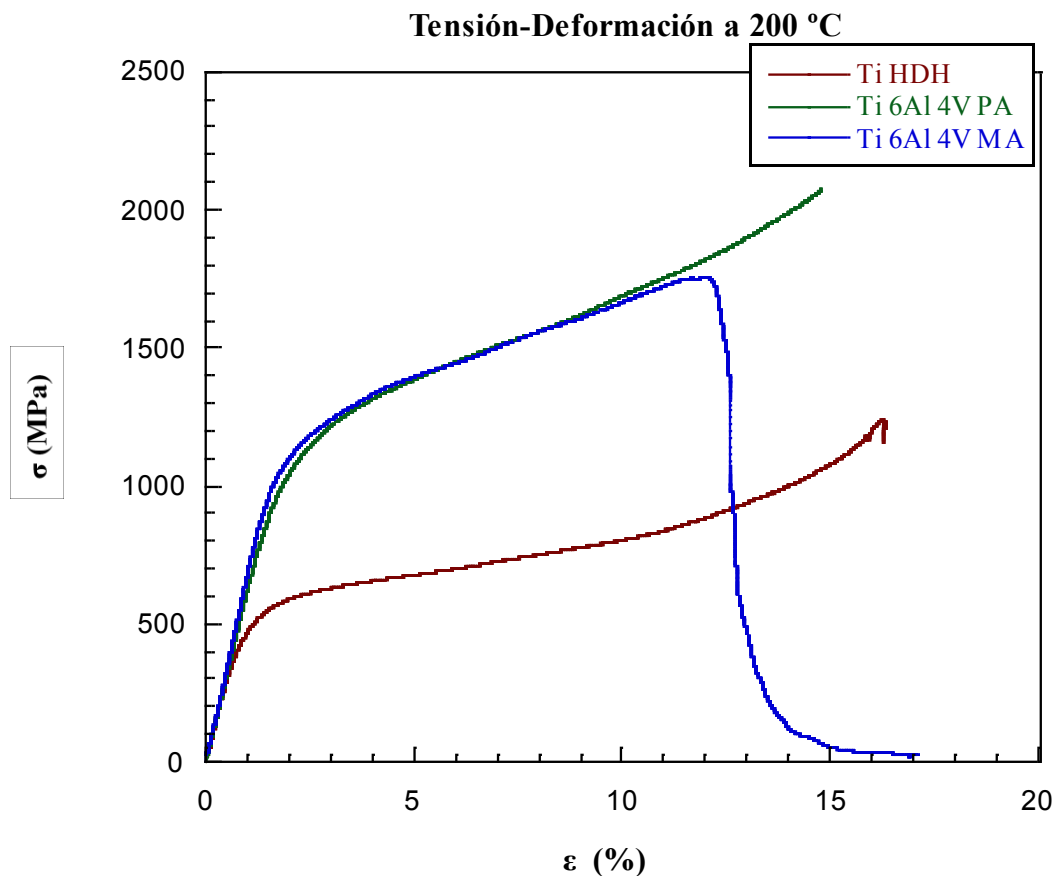
Para una mejor comparación de estos tres materiales a esta temperatura, en la tabla 3.7 se muestran los diferentes resultados obtenidos en los ensayos de resistencia a temperatura ambiente.

**Tabla 3.7: Tensión máxima, Límite elástico y Módulo elástico de los tres materiales ensayados a 25 °C.**

	Ti HDH	Ti 6Al 4V PA	Ti 6Al 4V MA
Tensión Máxima (MPa)	1410, 3	1506,7±17,9	1393,5±29,2
Límite elástico (MPa)	775,7±48,2	1366,0±17,0	1346,7±19,2
Módulo elástico (GPa)	109±4	112±3	115±4

Observando estos resultados se puede completar el análisis de las gráficas. Por un lado aunque el límite elástico de la aleación PA es ligeramente superior al de la aleación MA ( $\approx 1\%$ ), el error asociado a las medidas hace que no se pueda hablar de una diferencia en los resultados. Se puede hacer la misma observación en el caso del módulo elástico, añadiendo que no se puede concluir que el valor del módulo de elasticidad sea mayor en el caso de la aleación que en el del titanio puro.

▪ *Ensayo de resistencia a 200 °C.*



**Figura 3.67: Gráfica tensión-deformación de los tres materiales ensayados a 200 °C.**

En la figura 3.67 se ha representado una gráfica que muestra los resultados de tensión deformación de los tres materiales a 200 °C. De los tres ensayos realizados para cada material a esta temperatura, se ha elegido uno como representante de dicho material a esa temperatura. De esta forma se puede evaluar las diferencias entre los tres materiales.

Como en los resultados a temperatura ambiente, a 200 °C la aleación Ti 6Al 4V presenta un mayor límite elástico y un aparente mayor módulo de elasticidad que el Ti puro. En cuanto a la diferencia entre las dos aleaciones del titanio (PA y MA), en la figura se observa un ligero aumento en el límite elástico y el módulo de elasticidad de la aleación MA respecto de la aleación PA.

Para una mejor comparación de estos tres materiales a esta temperatura, a continuación en la tabla 3.8 se muestran los diferentes resultados obtenidos en los ensayos de resistencia a 200 °C.

**Tabla 3.8: Tensión máxima, Límite elástico y Módulo elástico de los tres materiales ensayados a 200 °C.**

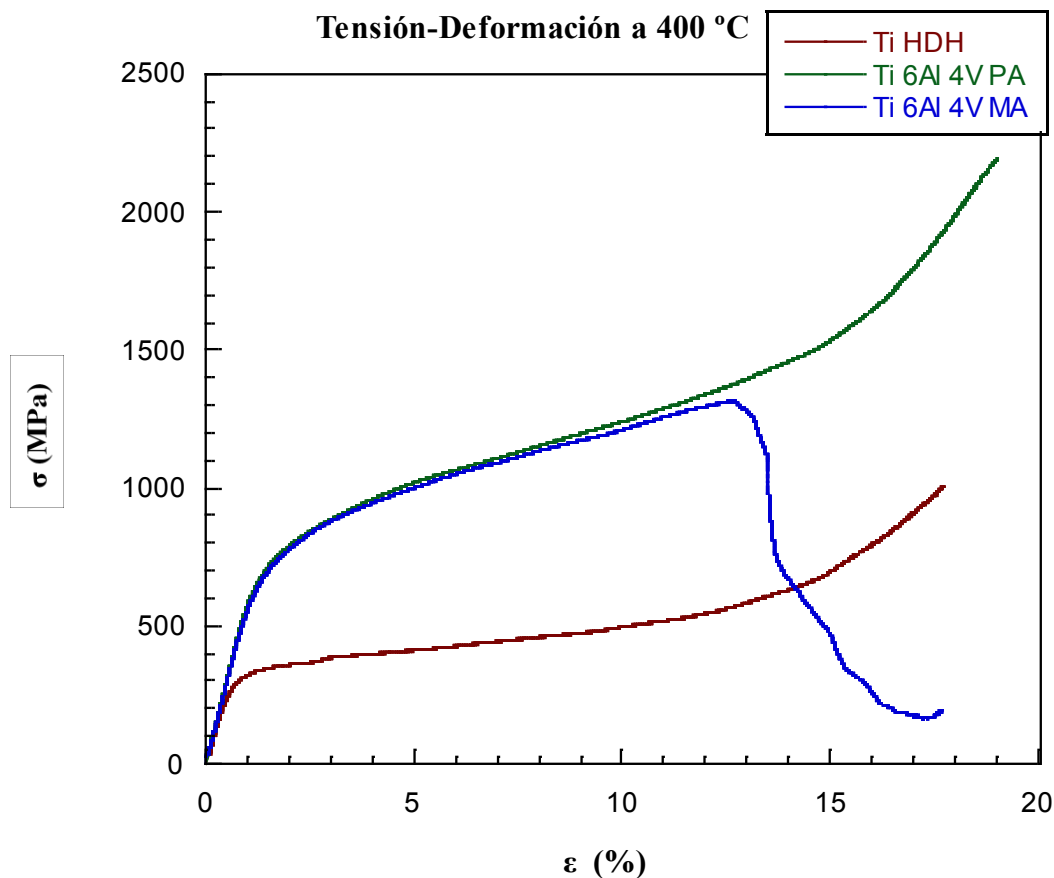
	Ti HDH	Ti 6Al 4V PA	Ti 6Al 4V MA
Tensión Máxima (MPa)	---	---	1771,7±22,6
Límite elástico (MPa)	438,0±19,1	972,0±16,0	1011,7±14,4
Módulo elástico (GPa)	102±4	87±2	96±3

Observando estos resultados se puede completar el análisis de las gráficas. En relación a la comparación del titanio puro respecto de las dos aleaciones, queda confirmado, a pesar de ser claramente visible, el mayor valor del límite elástico de las aleaciones respecto del titanio puro.

En cuanto al módulo de elasticidad, aunque a simple vista parecía que las aleaciones poseían un mayor valor, al observar los resultados se comprueba que el valor es menor. Este error de apreciación se debe a que el tramo de deformación elástico de la gráfica del titanio puro es considerablemente más pequeño que en el caso de las aleaciones.

Respecto a la comparación de las dos aleaciones, se confirma que el valor a esta temperatura del módulo elástico y el límite elástico es superior en el caso de la aleación MA. En concreto los valores, teniendo en cuenta el error, difieren en ≈5% en el caso del módulo elástico y ≈1% en el caso del límite elástico.

▪ *Ensayo de resistencia a 400 °C.*



**Figura 3.68:** Gráfica tensión-deformación de los tres materiales ensayados a 400 °C.

En la figura 3.68 se ha representado una gráfica que muestra los resultados de tensión deformación de los tres materiales a 400 °C. De los tres ensayos realizados para cada material a esta temperatura, se ha elegido uno como representante de dicho material a esa temperatura. De esta forma se puede evaluar las diferencias entre los tres materiales.

En la gráfica se aprecia el efecto de la adición de aleantes en el titanio. La aleación Ti 6Al 4V presenta un mayor límite elástico y un aparente mayor módulo de elasticidad. En cuanto a la comparación entre las dos aleaciones del titanio (PA y MA), al observar la figura, no se identifica una diferencia relevante, por lo que se recurrirá a los resultados numéricos para identificar las posibles diferencias.

En la tabla 3.9 se muestran los diferentes resultados obtenidos en los ensayos de resistencia a 400 °C.

**Tabla 3.9: Tensión máxima, Límite elástico y Módulo elástico de los tres materiales ensayados a 400 °C.**

	Ti HDH	Ti 6Al 4V PA	Ti 6Al 4V MA
Tensión Máxima (MPa)	---	---	1313,8
Límite elástico (MPa)	233,0±37,86	680,0±5,5	668,0±6,6
Módulo elástico (GPa)	84±2	85±1	89±8

Observando estos resultados se puede completar el análisis de las gráficas. En cuanto a la comparación del titanio puro respecto de las dos aleaciones, queda confirmado, a pesar de ser claramente visible, el mayor valor del límite elástico de las aleaciones respecto del titanio puro.

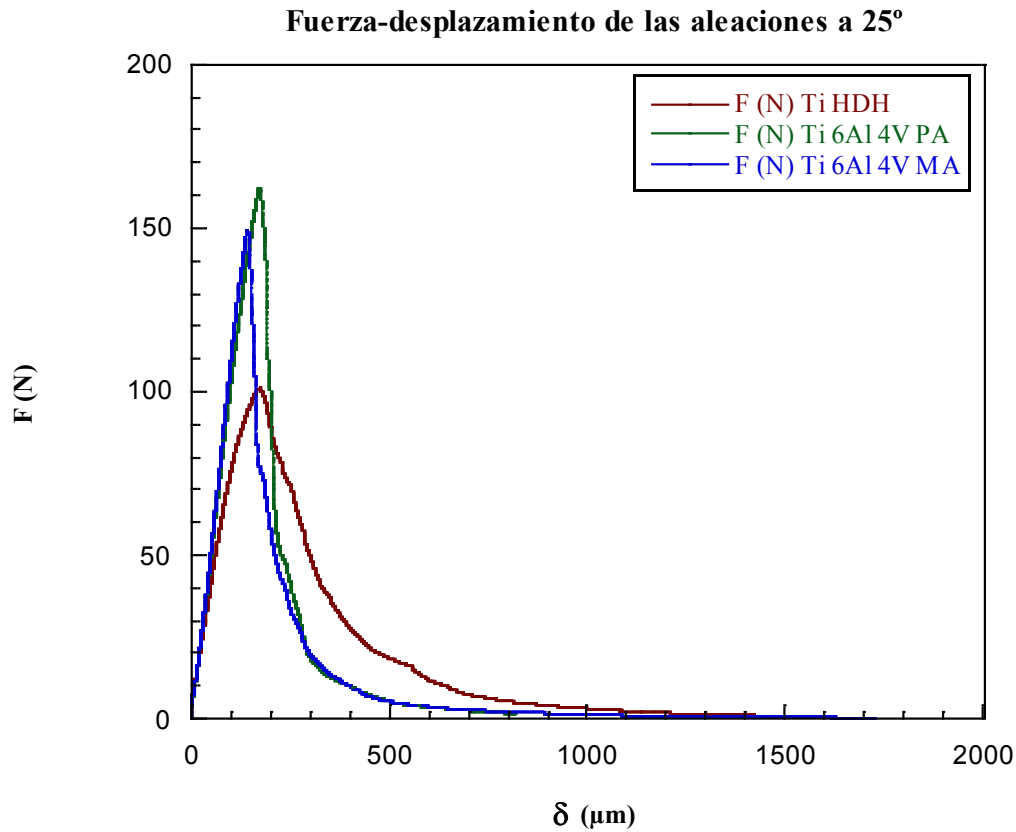
En relación al módulo de elasticidad, a simple vista parecía que las aleaciones poseían un mayor valor, al observar los resultados y teniendo en cuenta los errores, no se puede afirmar la existencia de una diferencia en los resultados.

Respecto a la comparación de las dos aleaciones, al observar los resultados se aprecia como la aleación PA tiene un mayor límite elástico y un menor módulo de elasticidad, frente a la aleación MA. Al tener en cuenta los errores, esta diferencia desaparece en el caso del módulo de elasticidad y se minimiza en el caso del límite elástico (diferencia de un 0,015%). El hecho de que la aleación MA rompa en uno de los ensayos a 400 °C y la PA no, indica que la aleación MA es más frágil que la PA a esta temperatura.



### 3.4.3 Ensayos de tenacidad de fractura

- *Ensayo de tenacidad de fractura a 25 °C.*



**Figura 3.69:** Gráfica fuerza desplazamiento de los tres materiales ensayados a 25 °C.

En la figura 3.69 se ha representado una gráfica que muestra los resultados de fuerza desplazamiento de los tres materiales a 25 °C. De los tres ensayos realizados para cada material a esta temperatura, se ha elegido uno como representante de dicho material a esa temperatura. De esta forma se puede evaluar las diferencias entre los tres materiales.

En esta gráfica se aprecia el efecto de la adición de aleantes en el titanio. La aleación Ti 6Al 4V requiere una mayor fuerza para el inicio de propagación de la grieta. Por otro lado, se observa en el titanio puro el comportamiento más plástico en la propagación de la grieta. Lo que se puede observar en el aumento de suavidad de la curva en el Ti HDH.

En la tabla 3.10 se muestran los resultados obtenidos en los ensayos de tenacidad de fractura a 25 °C.

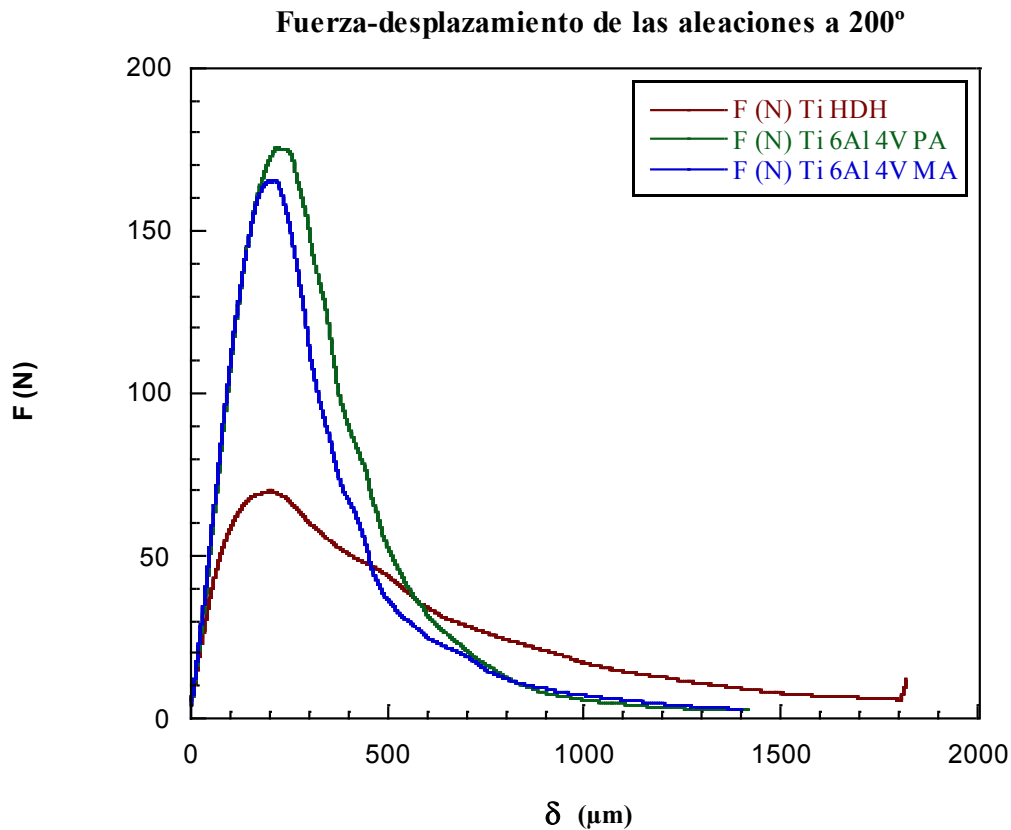
**Tabla 3.10: Factor de concentración de tensiones ( $K_{IC}$ ) y Energía absorbida en la fractura de los tres materiales ensayados a 25 °C.**

	Ti HDH	Ti 6Al 4V PA	Ti 6Al 4V MA
$K_{IC}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	20,950 ± 0,325	27,410 ± 0,622	24,360 ± 1,210
E (N/m)	56.658,1 ± 5.290,7	60.280,2 ± 10.402,0	51.796,4 ± 1.477,2

Observando los resultados de la tabla 3.10, podemos extraer las siguientes conclusiones. El factor crítico de concentración de tensiones aumenta entre un 10 y un 30 % en las aleaciones respecto al titanio puro. Al comparar el valor del factor de concentración de tensiones obtenido en las dos aleaciones (PA y MA), se observa cómo es superior en el caso de la aleación PA ( $\approx 10\%$ ).

Los valores obtenidos de energía absorbida (área bajo la curva fuerza-desplazamiento), teniendo en cuenta sus correspondientes errores, no presentan diferencias.

▪ **Ensayo de tenacidad de fractura a 200 °C.**



**Figura 3.70: Gráfica fuerza desplazamiento de los tres materiales ensayados a 200 °C.**

En la figura 3.70 se ha representado una gráfica que muestra los resultados de fuerza desplazamiento de los tres materiales a 200 °C. De los tres ensayos realizados para cada material a esta temperatura, se ha elegido uno como representante de dicho material a esa temperatura. De esta forma se puede evaluar las diferencias entre los tres materiales.

En esta gráfica se aprecia el efecto de la adición de aleantes en el titanio. La aleación Ti 6Al 4V requiere una mayor fuerza para el inicio de propagación de la grieta. Por otro lado, se observa en el titanio puro el comportamiento más plástico en la propagación de la grieta. Lo que se puede observar en el aumento de suavidad de la curva en el Ti HDH.

En la tabla 3.11 se muestran los resultados obtenidos en los ensayos de tenacidad de fractura a 200 °C.

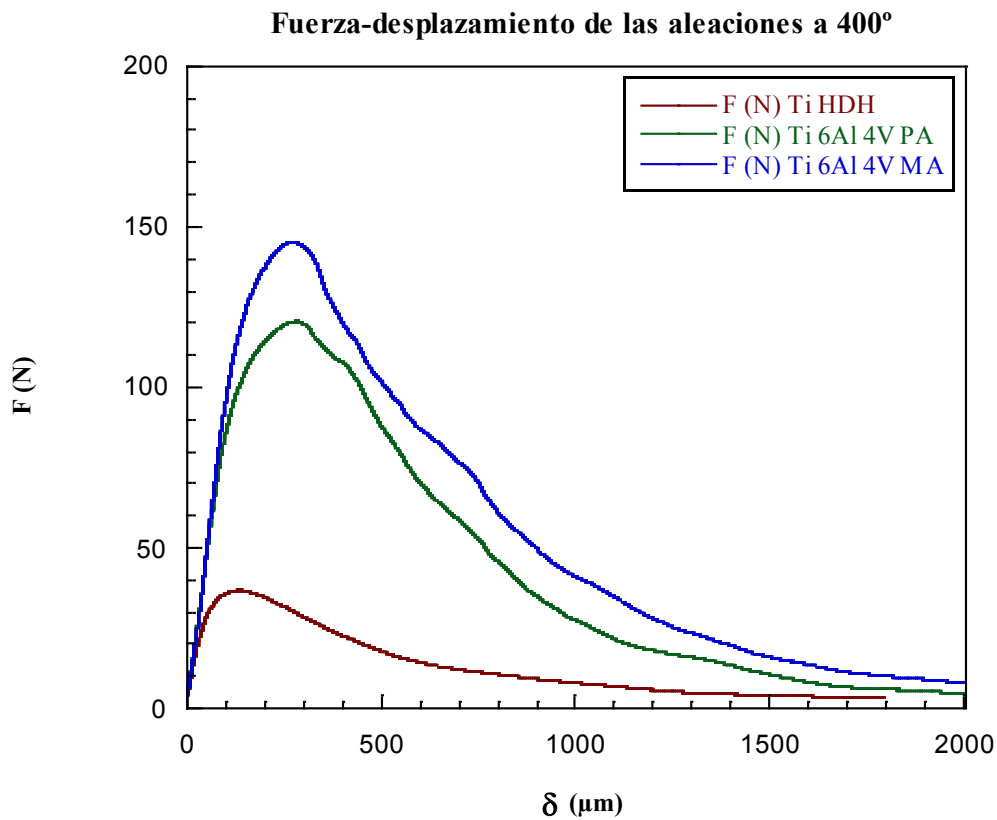
**Tabla 3.11: Factor de concentración de tensiones y Energía absorbida en la fractura de los tres materiales ensayados a 200 °C.**

	Ti HDH	Ti 6Al 4V PA	Ti 6Al 4V MA
$K_{IC}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	14,680 ± 0,642	29,380 ± 0,799	28,496 ± 0,404
E (N/m)	114359,5 ± 4683,1	158074,4 ± 37175,0	135386,6 ± 3935,4

Observando los resultados, podemos extraer las siguientes conclusiones. El factor (crítico) de concentración de tensiones aumenta entre un 90 y un 100 % en las aleaciones respecto al titanio puro. Al comparar el valor del factor de concentración de tensiones obtenido en las dos aleaciones (PA y MA) teniendo en cuenta los errores, no se observa diferencia.

Los valores obtenidos de energía absorbida (área bajo la curva fuerza-desplazamiento), teniendo en cuenta sus correspondientes errores presentan un aumento entre un 10 y un 30 % en las aleaciones respecto al titanio puro. Al comparar el valor de energía absorbida obtenido en las dos aleaciones (PA y MA), se observa cómo es superior en el caso de la aleación PA (≈15%) pero teniendo en cuenta los errores esa diferencia desaparece.

▪ *Ensayo de tenacidad de fractura a 400 °C.*



**Figura 3.71: Gráfica fuerza desplazamiento de los tres materiales ensayados a 400 °C.**

En la figura anterior se ha representado una gráfica que muestra los resultados de fuerza desplazamiento de los tres materiales a 200 °C. De los tres ensayos realizados para cada material a esta temperatura, se ha elegido uno como representante de dicho material a esa temperatura. De esta forma se puede evaluar las diferencias entre los tres materiales.

En esta gráfica se aprecia el efecto de la adición de aleantes en el titanio. La aleación Ti 6Al 4V requiere una mayor fuerza para el inicio de propagación de la grieta. Por otro lado, se observa en el titanio puro el comportamiento más plástico en la propagación de la grieta. Lo que se puede observar en el aumento de suavidad de la curva en el Ti HDH.

En la tabla 3.12 se muestran los resultados obtenidos en los ensayos de tenacidad de fractura a 400 °C.

**Tabla 3.12: Factor de concentración de tensiones y Energía absorbida de los tres materiales ensayados a 400 °C.**

	Ti HDH	Ti 6Al 4V PA	Ti 6Al 4V MA
$K_{IC}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	7,7400 ± 0,376	21,970 ± 0,183	19,535 ± 0,439
E (N/m)	66783,8 ± 8866,4	194213,8 ± 4431,3	164282,1 ± 7919,9

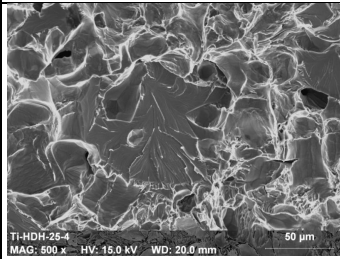
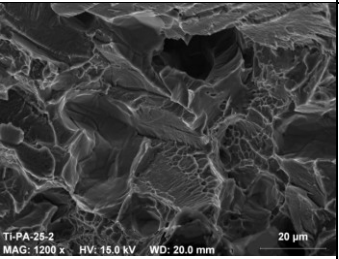
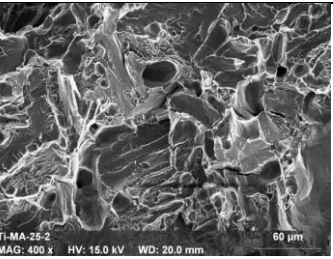
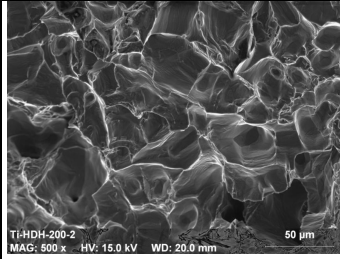
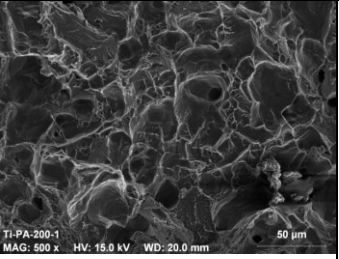
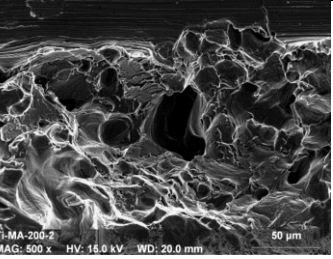
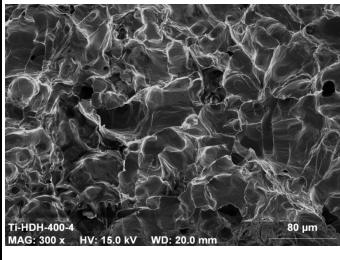
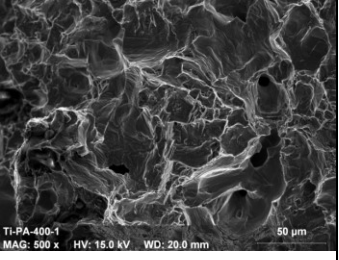
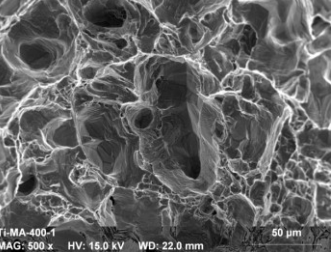
Observando los resultados, podemos extraer las siguientes conclusiones. El factor crítico de concentración de tensiones aumenta entre un 150 y un 280 % en las aleaciones respecto al titanio puro. Al comparar el valor del factor de concentración de tensiones obtenido en las dos aleaciones (PA y MA), se observa cómo es superior en el caso de la aleación PA ( $\approx 12\%$ ).

Los valores obtenidos de energía absorbida (área bajo la curva fuerza-desplazamiento), teniendo en cuenta sus correspondientes errores, presentan un aumento entre un 100 y un 150 % en las aleaciones respecto al titanio puro. Al comparar el valor de energía absorbida obtenido en las dos aleaciones (PA y MA), se observa cómo es superior en el caso de la aleación PA ( $\approx 15\%$ ).

### 3.4.4 Análisis fractográfico

En la tabla 3.13 se presentan unas imágenes representativas obtenidas de las superficies de fractura de los tres materiales a las tres temperaturas de ensayo.

**Tabla 3.13: Resumen de imágenes obtenidas en el análisis fractográfico del Ti HDH, Ti6Al4V PA y Ti6Al4V MA a las tres temperaturas de ensayo RT, 200, 400 °C.**

	Ti HDH	Ti 6Al 4V PA	Ti 6Al 4V MA
25 °C	 <p>Ti-HDH-25-4 MAG: 500 x HV: 15.0 kV WD: 20.0 mm 50 µm</p> <p>Figura 3.72: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti HDH a 25 °C.</p>	 <p>Ti-PA-25-2 MAG: 1200 x HV: 15.0 kV WD: 20.0 mm 20 µm</p> <p>Figura 3.73: Superficie de fractura a 1200 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 25 °C.</p>	 <p>Ti-MA-25-2 MAG: 400 x HV: 15.0 kV WD: 20.0 mm 60 µm</p> <p>Figura 3.74: Superficie de fractura a 400 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 25 °C.</p>
200 °C	 <p>Ti-HDH-200-2 MAG: 500 x HV: 15.0 kV WD: 20.0 mm 50 µm</p> <p>Figura 3.75: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti HDH a 200 °C.</p>	 <p>Ti-PA-200-1 MAG: 500 x HV: 15.0 kV WD: 20.0 mm 50 µm</p> <p>Figura 3.76: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 200 °C.</p>	 <p>Ti-MA-200-2 MAG: 500 x HV: 15.0 kV WD: 20.0 mm 50 µm</p> <p>Figura 3.77: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 200 °C.</p>
400 °C	 <p>Ti-HDH-400-4 MAG: 300 x HV: 15.0 kV WD: 20.0 mm 50 µm</p> <p>Figura 3.78: Superficie de fractura a 300 aumentos del Ti HDH a 400 °C.</p>	 <p>Ti-PA-400-1 MAG: 500 x HV: 15.0 kV WD: 20.0 mm 50 µm</p> <p>Figura 3.79: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti 6Al 4V PA a 400 °C.</p>	 <p>Ti-MA-400-1 MAG: 500 x HV: 15.0 kV WD: 22.0 mm 50 µm</p> <p>Figura 3.80: Superficie de fractura a 500 aumentos del Ti 6Al 4V MA a 400 °C.</p>

#### ▪ 25°C

De la visualización de las figuras 3.72 a 3.74, se extraen las siguientes observaciones. Se aprecia el efecto de la aleación en las superficies de fractura, ya que tanto en la aleación PA como en la MA, aparece el mecanismo de propagación de fractura intergranular dúctil, identificable mediante la formación de microcavidades.

Por otro lado se observa una gran diferencia en la superficie de fractura de las dos aleaciones, ya que en la aleación MA el mecanismo de propagación de fractura predominante es el de fractura transgranular (clivaje), mientras que en la aleación PA el mecanismo predominante es intergranular (tanto dúctil como frágil).

Por último, en los tres materiales se aprecian poros o “dimples” en toda la probeta en una proporción aparentemente similar.

#### ▪ 200°C

Observando las figuras 3.75 a 3.77 se ve como en las aleaciones aumentan, respecto al titanio puro, los mecanismos de propagación de fractura intergranular dúctil (microcavidades) y transgranular (clivaje).

Entre las dos aleaciones no se observan grandes diferencias en la superficie de fractura. Sí se aprecia un mayor tamaño de las regiones que presentan clivaje en la aleación MA.

#### ▪ 400°C

Observando las figuras 3.78 a 3.80 se ve como en las aleaciones aumentan los mecanismos de propagación de fractura intergranular dúctil que se identifican por la presencia de microcavidades. En el titanio puro predomina el mecanismo de propagación de fractura intragranular frágil, que se identifica por la visualización de las superficies lisas del grano sin evidencias de deformación plástica. No se observan diferencias, significativas, entre las dos aleaciones.

### 3.5 Resumen de resultados

#### 3.5.1 Introducción

A continuación se muestra el resumen de todos los resultados obtenidos en los distintos ensayos y que se han analizado y comentado en este capítulo. Los resultados se muestran agrupados por tipo de ensayo y dentro de éstos, por material y temperatura.

#### 3.5.2 Ensayo de resistencia

- *Tensión máxima ( $\sigma_{max}$ )*

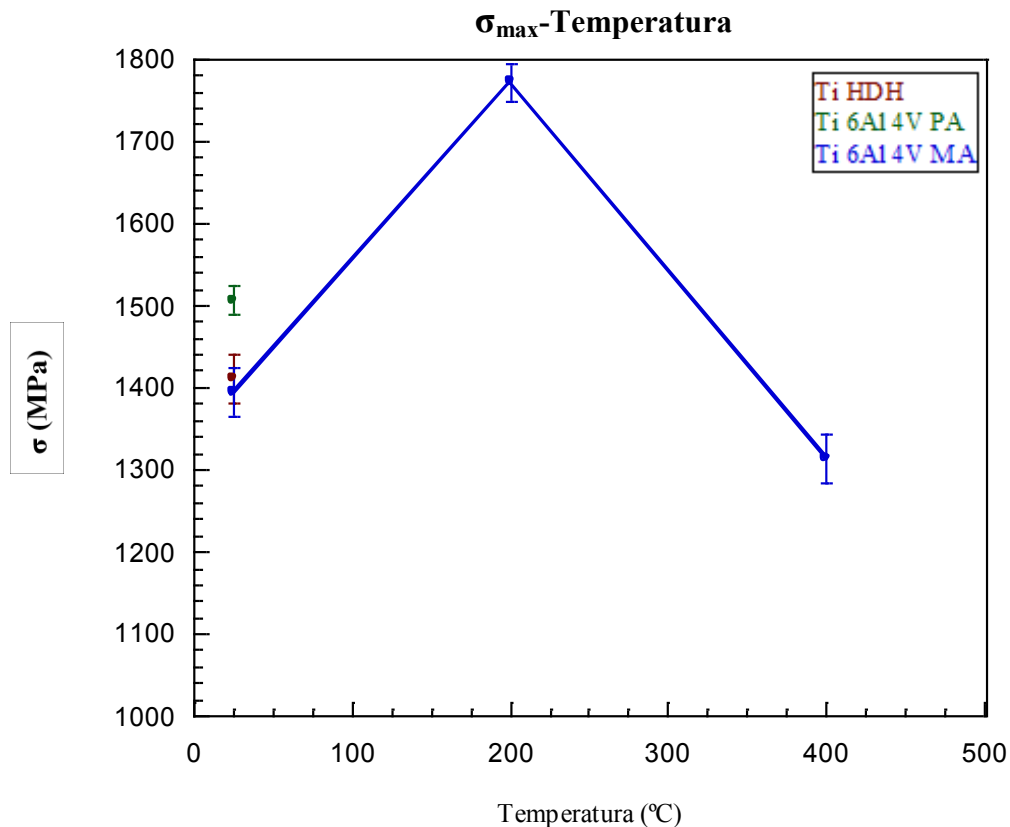


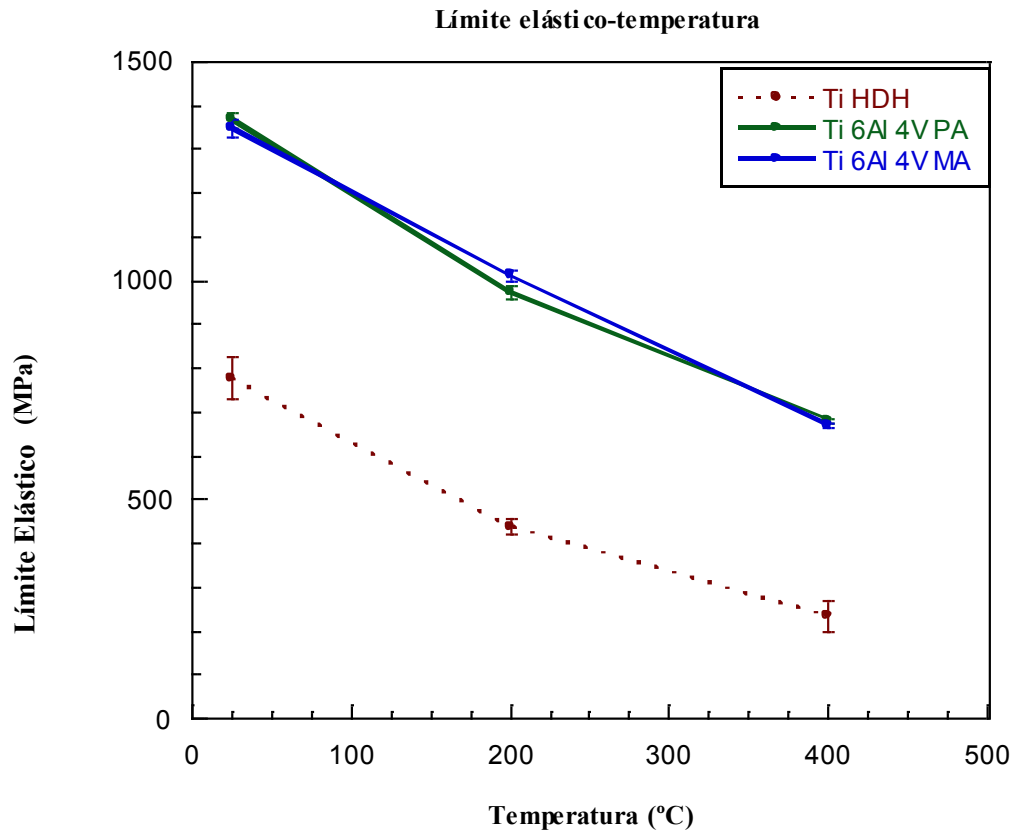
Figura 3.81: Gráfica Tensión máxima-temperatura de los 3 materiales a 25, 200 y 400 °C.

Tabla 3.14: Tensión máxima de los tres materiales ensayados a 25, 200 y 400 °C.

	Tensión Máxima (MPa)		
	Ti HDH	Ti 6Al 4V PA	Ti 6Al 4V MA
25°C	1410,3±29,2	1506,7±17,9	1393,5±29,2
200°C	---	---	1771,7±22,6
400°C	---	---	1313,8±29,2



▪ *Límite elástico.*

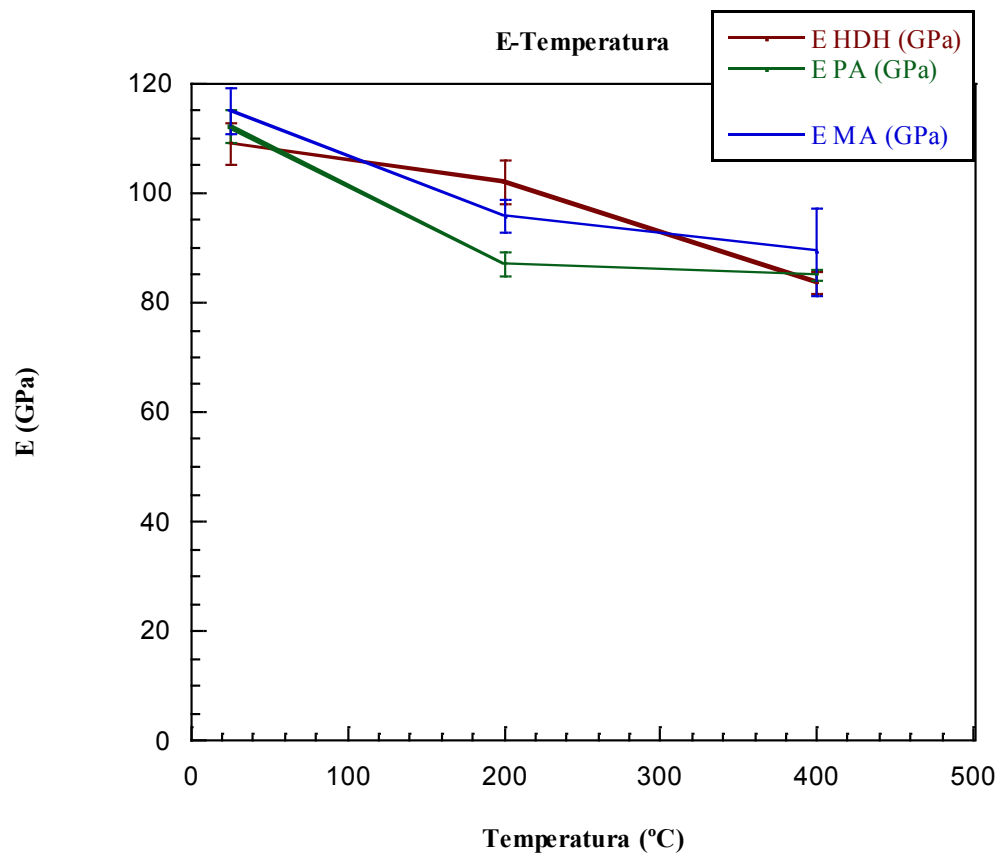


**Figura 3.82:** Gráfica Límite elástico-temperatura de los 3 materiales a 25, 200 y 400 °C.

**Tabla 3.15:** Límite elástico de los tres materiales ensayados a 25, 200 y 400 °C.

	Límite elástico (MPa)		
	Ti HDH	Ti 6Al 4V PA	Ti 6Al 4V MA
25°C	775,7±48,2	1366,0±17,0	1346,7±19,2
200°C	438,0±19,1	972,0±16,0	1011,7±14,4
400°C	233,0±37,86	680,0±5,5	668,0±6,6

▪ **Módulo de elasticidad ( $E$ )**



**Figura 3.83:** Gráfica Módulo de elasticidad-temperatura de los 3 materiales a 25, 200 y 400 °C.

**Tabla 3.16:** Módulo de elasticidad de los tres materiales ensayados a 25, 200 y 400 °C.

	Módulo elástico (GPa)		
	Ti HDH	Ti 6Al 4V PA	Ti 6Al 4V MA
25°C	109±4	112±3	115±4
200°C	102±4	87±2	96±3
400°C	84±2	85±1	89±8

### 3.5.3 Ensayo de tenacidad de fractura

- *Factor crítico de concentración de tensiones ( $K_{IC}$ )*

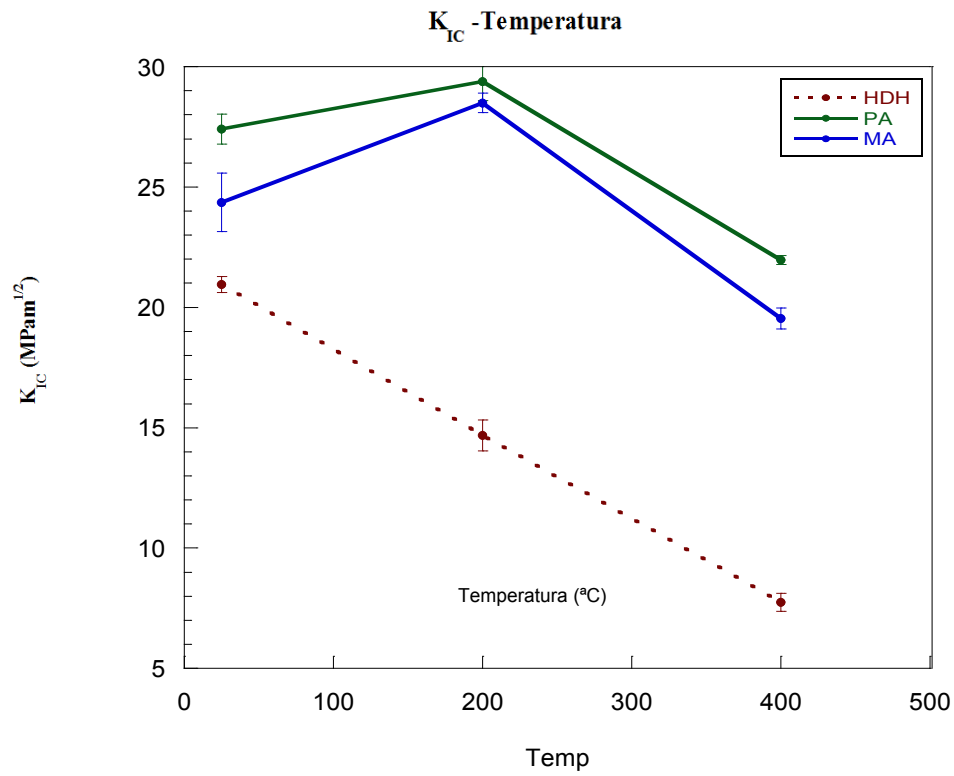
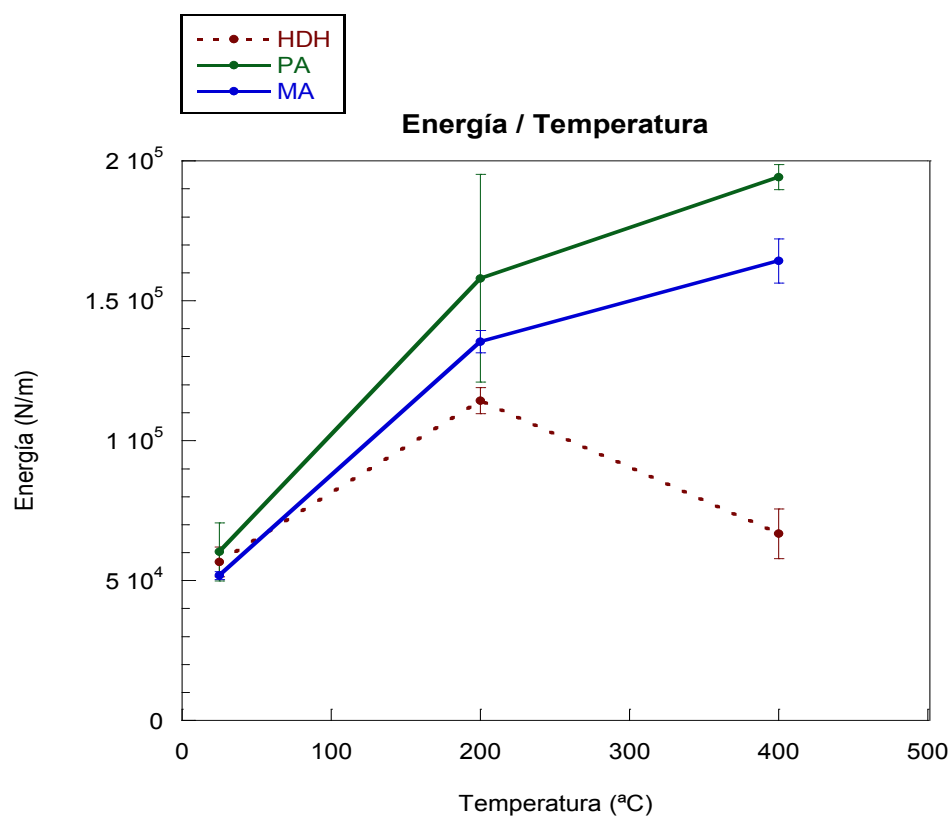


Figura 3.84: Gráfica  $K_{IC}$ -temperatura de los 3 materiales a 25, 200 y 400 °C.

Tabla 3.17:  $K_{IC}$  de los tres materiales ensayados a 25, 200 y 400 °C.

	$K_{IC}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )		
	Ti HDH	Ti 6Al 4V PA	Ti 6Al 4V MA
25°C	20,950 ± 0,325	27,410 ± 0,622	24,360 ± 1,210
200 °C	14,680 ± 0,642	29,380 ± 0,799	28,496 ± 0,404
400 °C	7,7400 ± 0,376	21,970 ± 0,183	19,535 ± 0,439

▪ **Energía**



**Figura 3.85:** Gráfica Energía-temperatura de los 3 materiales a 25, 200 y 400 °C.

**Tabla 3.18:** Energía de los tres materiales ensayados a 25, 200 y 400 °C.

	E (N/m)		
	Ti HDH	Ti 6Al 4V PA	Ti 6Al 4V MA
25°C	56658,1 ± 5290,7	60280,2 ± 10402,0	51796,4 ± 1477,2
200 °C	114359,5 ± 4683,1	158074,4 ± 37175,0	135386,6 ± 3935,4
400 °C	66783,8 ± 8866,4	194213,8 ± 4431,3	164282,1 ± 7919,9

**CAPÍTULO IV:  
CONCLUSIONES  
Y  
TRABAJOS FUTUROS**

En este capítulo se recogen las conclusiones más importantes del presente estudio:

- El proceso de fabricación empleado ha obtenido buenos resultados debido a la homogeneidad de los resultados obtenidos así como a las características físicas obtenidas (porosidad, micrografías...).
- Las probetas preparadas en este proyecto para la realización de los ensayos han permitido la obtención de resultados homogéneos a la vez que permiten un ahorro en el material requerido para la caracterización.
- La técnica de introducción de entallas (SEVNB) ha permitido la obtención de radios de entalla muy reducidos, entre 6 y 14  $\mu\text{m}$ , y ha resultado una alternativa factible al proceso de iniciación de grietas por fatiga que es más costoso desde el punto de vista temporal.
- En los tres materiales el descenso del límite elástico con la temperatura lineal es lineal.
- En los tres materiales la fuerza necesaria para el inicio de propagación de la grieta disminuye con la temperatura.
- En los tres materiales el aumento de la temperatura aumenta la plasticidad en la propagación de la fractura.
- En los tres materiales el modulo de elasticidad disminuye con la temperatura pero no se puede concluir una diferencia del módulo de elasticidad de los tres materiales entre sí.
- El Ti HDH presenta características inferiores que los dos materiales de la aleación Ti 6Al 4V. Al aumentar la temperatura esta diferencia en las propiedades aumenta.
- El Ti HDH presenta una gran deformación plástica que aumenta con la temperatura.

- Los dos materiales de la aleación Ti 6Al 4V (PA y MA) presentan unas características muy similares destacando las siguientes diferencias observadas:
  - La aleación PA tiene un mayor límite elástico que la MA para las tres temperaturas y esa diferencia aumenta al aumentar la temperatura.
  - Aunque sin poder concluir una diferencia clara en el módulo de elasticidad debido a la similitud de los resultados obtenidos para los dos materiales si se observa un aumento del módulo elástico en el MA.
  - La aleación PA tiene un mayor factor crítico de concentración de tensiones que la MA.
  - La aleación PA absorbe una mayor cantidad de energía que la MA para las tres temperaturas y esa diferencia aumenta al aumentar la temperatura.
  - Respecto a los métodos de propagación de fractura en la aleación MA se observan más zonas de fractura transgranular (ríos de clivaje) que en la PA.
- El estudio fractográfico corrobora los resultados de los ensayos mecánicos, mostrando mecanismos de fractura dúctiles al aumentar la temperatura de ensayo, y grandes deformaciones.
- Los tres materiales muestran mayoritariamente un comportamiento microscópica y macroscópicamente dúctil en el rango de temperaturas estudiado (25-400 °C).

El desarrollo de este proyecto y las conclusiones obtenidas abren las puertas a posibles trabajos futuros. Dentro de los posibles trabajos futuros en este proyecto proponemos el análisis más profundo de las características morfológicas (Microestructura, tamaño de grano, porosidad...) y su relación con las características mecánicas estudiadas en este proyecto y otras que sean de interés.

## **CAPÍTULO V: PRESUPUESTO**



A continuación se detalla el presupuesto del desarrollo del proyecto. En la documentación 1 se llevó a cabo una primera toma de contacto con la temática, las técnicas y los materiales del proyecto. Durante los ensayos de laboratorio se realizó toda la parte experimental del proyecto. La parte documentación 2 representa la segunda documentación donde se profundizó en el conocimiento de las técnicas, se avanzó en el análisis de los métodos de ensayo y se realizó una búsqueda de artículos de otros autores en la misma materia y/o mismos materiales. La tarea de redacción engloba las labores de creación de este documento. Por último también se incluyen las supervisiones recibidas por parte de los dos tutores de este proyecto.

A continuación se muestra una tabla donde se detallan las tareas realizadas para la conclusión de este proyecto así como su coste.

**Tabla 5.1: Desglose del presupuesto del proyecto.**

<b>Actividad</b>	<b>Persona</b>	<b>Unidades</b>	<b>Coste unitario</b>	<b>Coste total (€)</b>
Documentación 1	Carlos Sempere	100 horas	20,53 €/hora	2053
Ensayos flexión en tres puntos a temperatura ambiente	Carlos Sempere	2 horas	20,53 €/hora	41,06
Ensayos de flexión en tres puntos a temperatura ambiente	Máquina de ensayos universal INSTRON 3369	9 ensayos	100 €/ensayo	900
Ensayos de flexión en tres puntos a altas temperaturas	Carlos Sempere	15 horas	20,53 €/hora	307,95
Ensayos de flexión en tres puntos a altas temperaturas	Máquina de ensayos universal INSTRON 3369 y horno MTS 653	18 ensayos	300 €/ensayo	5400
Mecanizado de entallas	Carlos Sempere	18 horas	20,53 €/hora	369,54
Mecanizado de entallas	Máquina de entallas	27 entallas	47,12 €/entalla	1272,24
Ensayo de tenacidad a fractura a temperatura ambiente	Máquina de ensayos universal INSTRON 3369	9 ensayos	100 €/ensayo	900

Ensayo tenacidad a fractura a temperatura ambiente	Carlos Sempere	3 horas	20,53 €/hora	61,59
Ensayo de tenacidad a fractura a altas temperaturas	Máquina de ensayos universal INSTRON 3369 y horno MTS 653	18 ensayos	300 €/ensayo	5400
Ensayo de tenacidad a fractura a altas temperaturas	Carlos Sempere	13 horas	20,53 €/hora	266,89
Estudio fractográfico	Microscopio electrónico de barrido	9 muestras	131,73 €/muestra	1185,57
Estudio fractográfico	Toñi	3 horas	32,68€/hora	98,04
Estudio fractográfico	Carlos Sempere	3 horas	20,53 €/hora	61,59
Documentación 2	Carlos Sempere	150 horas	20,53 €/hora	3079,5
Redacción	Carlos Sempere	400 horas	20,53 €/hora	8212
Supervisión	Elena Gordo	60 horas	32,68€/hora	1960,8
Supervisión	José Y. Pastor	30 horas	32,68€/hora	980,4
<b>COSTE TOTAL</b>				<b>32.550,17 €</b>

“El presupuesto total de este proyecto asciende a la cantidad de 32.550,17 euros.”

Leganés a 19 de Junio de 2013

El ingeniero proyectista

Fdo. Carlos Sempere de Udaeta

## REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] M. A. Hunter, Metallic titanium, Journal of the American Chemical Society, 1910, vol.32, pp.330.
- [2] M. A. Hunter, Early History of Titanium, Journal of Metals, 1953, vol.5, pp.130-132.
- [3] Dr.Christoph Leyens, D. M Titanium and Titanium Alloys. 2003.
- [4] W. J. Kroll, The production of ductile titanium, Transactions of the American Electrochemical Society, 1940, vol.78, pp.35–47
- [6] M. J. Donachie, Titanium. A Technical Guide, USA: ASM International, 1988.
- [7] D. M. Brunette, P. Tengvall, M. Textor, P. Thompsen, Titanium in medicine: Materials Science, Surface Science, Engineering, Biological Responses and Medical Applications: Springer, 2001.
- [8] Titanium: A technical guide. International, M. J. D. A. 2000.
- [9] I. J. Polmear, Light Alloys. Metallurgy of the light metals: Edward Arnold, 1989.
- [10] R. Boyer, G. Welsch, E. W. Collings, Materials Properties Handbook: Titanium Alloys: ASM-International, 1998.
- [11] C. Leyens, M. Peters, Titanium and Titanium Alloys. Fundamentals and Applications: Wiley-VCH, 2003.
- [12] G. Lütjering, J. C. Williams, Titanium. Engineering Materials and Processes, Berlin- Heidelberg: Springer, 2003.
- [13] N. Stanford, P. S. Bate, Crystallographic variant selection in Ti-6Al-4V, Acta Materialia, 2004, vol.52, pp.5215-5224.

- [14] R. I. Jaffee, The Physical Metallurgy of Titanium Alloys, Progress in Metal Physics, 1958, vol.7, pp.65-163.
- [15] Chang, R. Química. 4ª edición. McGraw-Hill. 1992.
- [16] Sánchez, I.B. Proyecto fin de carrera. Materiales pulvimetalúrgicos base titanio. Universidad Carlos III de Madrid. 2001.
- [17] Phase Diagrams of Binary Titanium Alloys: ASM International, 1987.
- [18] CORP, R. B. Titanium Alloy Ti-6Al-4V. 2004.
- [19] ASM Handbook Committee. ASM Handbook vol. 18: Friction, Lubrication, and Wear Technology. 1992.
- [20] K. Miyoshi and D.H. Buckley, Correlation of Tensile and Shear Strengths of Metals with Their Friction Properties, ASLE Trans. 1982; 27:15-23.
- [21] D.H. Buckley. Surface Effects in Adhesion, Friction, Wear, and Lubrication. Elsevier Scientific. 1981.
- [22] T. Jamal, R. Nimmagadda, and R.F. Bunshah Friction and Adhesive Wear of Titanium Carbide and Titanium Nitride Overlay Coatings, Thin Solid Films.1980;73:245-254.
- [23] R.A. Rahman Rashid, S. Sun, G. Wang, M.S. Dargush. Machinability of a near beta titanium alloy, IMechE Vol. 000 Part B.
- [24] T. E. Norgate, G. Wellwood, The potential applications for titanium metal powder and their life cycle impacts, Jom, 2006, vol.58, pp.58-63.
- [25] Aerospace Alloys & Applications. Titanium Information Group. 2002.

- [26] Opportunities for Low Cost Titanium in Reduced Fuel Consumption, Improved Emissions, and Enhanced Durability Heavy-Duty Vehicles. Subcontract 4000013062, Vancouver, WA 98664, USA: EHKTechnologies, 2002.
- [27] F. H. Froes, H. Friedrich, J. Kiese, D. Bergoint, Titanium in the family automobile: The cost challenge, *Jom*, 2004, vol.56, pp.40-44.
- [28] T. Tetsui, Development of a TiAl turbocharger for passenger vehicles, *Materials Science and Engineering A*, 2002, vol.329-331, pp.582-588.
- [29] Y. Kosaka, S. P. Fox, K. Faller, S. H. Reichman, Development of low cost titanium alloy sheets for automotive exhaust applications, Symposium on Cost Affordable Titanium held at the 2004 TMS Annual Meeting, 2004, pp.69-76.
- [30] H. J. Rack, J. I. Qazi, Titanium alloys for biomedical applications, *Materials Science and Engineering: C*, 2006, vol.26, pp.1269-1277.
- [31] F.H. FROES, *JOM* 56 (2004) 39.
- [32] J.P. BECKMAN, Titanium alloys. *Materials Properties Handbook*, Ed. ASM International, Ohio, USA, 2000, pp. 1.137- 1.143.
- [33] C. LEYENS Y M. PETERS, Titanium and titanium alloys, Ed. Wiley-VCH, 2003, pp. 258-260.
- [34] F.H. FROES, *Mater. Sci. Forum* 437 (2003) 7-22.
- [35] F.H. Froes, S.J. Mashl, V.S. Moxson, J.C. Hebeisen *JOM*56 (2004) 46-48.
- [36] Y. Liu, L.F. Chena, H.P. Tang, C.T. Liu, B.Liu Y B.Y. Huang, *Mater. Sci. Eng. A* 418 (2006) 25–35.
- [37] P.G. Esteban, E.M. Ruiz-Navas, E. Gordo, L. Bolzoni. Introducción al procesado pulvimetalúrgico del Ti. *Revista de Metalurgia*, vol 47, 2 (2011) 169-187.

- [38] L. Bolzoni, E.M. Ruiz-Navas, E. Gordo, P.G. Esteban. Influence of powder characteristics on the sintering behaviour and properties of PM Ti alloys produced from prealloyed powders and master alloys. *Powder Metallurgy*, 54, 4 (2011) 543-550
- [39] L. Parsons, et al., "Titanium P/M Comes of Age", *Metal Progress*, vol. 126, pp. 83-94, 1984
- [40] L.Bolzoni, P.G. Esteban, E.M. Ruiz-Navas, E. Gordo. Mechanical Behaviour of Pressed and Sintered Titanium Alloys Obtained from Prealloyed and Blended Elemental Powders. *J. of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials* 14 (2012) 29-38.
- [41] B. E. Hurless and F. H. Froes, "Lowering the Cost of Titanium", *The AMPTIAC Quaterly*, vol. 6, pp. 3-10,
- [42] V. A. Druz, et al., "Blending an Elemental Approach to Volume Titanium Manufacture", *Metal Powder Report*, vol. 61, pp. 16-21, 2006
- [43] F. H. Froes, et al., "The Technologies of Titanium Powder Metallurgy", *JOM*, vol. 56, pp. 46-48, 2004
- [44] American Society for Metals - ASM, *Powder Shaping and Consolidation Techniques* vol. 7, ASM Metals Handbook Ninth Edition - 3rd Printing, Powder Metallurgy. Ohio, USA, 1988
- [45] W. Schatt and K.-P. Wieters, *Powder Metallurgy. Processing and Materials*. Shrewsbury, UK, EPMA - European Powder Metallurgy Association, pp. 1-476, 1997
- [46] F. H. Froes, "The Manufacturing of Titanium P/M" in *The Symposium on High Performance P/M Components* Coimbra, Portugal, pp. 1-16, 2002
- [47] F. H. Froes, "Developments in Titanium P/M", available at: <http://www.webs1.uidaho.edu/imap/MPR%20Paper.pdf>

- [48] J. Li, et al., "New Cost Effective Titanium Powders", *Materials Technology*, vol. 17, pp. 143-147, 2002
- [49] M. J. Donachie, *Titanium. A Technical Guide*, 2nd Edition ed. Ohio, USA, ASM International, pp. 1-137, 2000
- [50] M. Qian, "Cold Compacting and Sintering of Titanium and its Alloys for Near-Net-Shape or Preform Fabrication", *International Journal of Powder Metallurgy*, vol. 46, pp. 29-44, 2010
- [51] V. S. Moxson, et al., "Ti-6Al-4V Properties Achieved via Extra Low Chlorine Titanium Powder", *Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials*, vol. 6, pp. 125-140, 1992
- [52] V. Moxson, et al., "Production, Characterization and Applications of Low Cost Titanium Powder Products", *Non-aerospace Applications of Titanium*, pp. 127-134, 1998
- [53] S. Abkowitz and D. Rowell, "Superior Fatigue Properties for Blended Elemental P/M Ti-6Al-4V", *Journal of Metals*, pp. 36-39, 1986
- [54] L. Bolzoni, E.M. Ruiz-Navas, E. Gordo, E. Neubauer. Inductive Hot-pressing of Titanium and Titanium Alloys Powders. *Materials Chemistry and Physics*, 131 (2012) 672-679.
- [55] R. M. German, *Powder Metallurgy Science*, 2nd Edition ed. Princeton, USA, MPIF - Metal Powder Industries Federation, pp. 191-340, 1994
- [56] M. H. Bocanegra-Bernal, "Review Hot Isostatic Pressing (HIP) Technology and its Applications to Metals and Ceramics", *Journal of Materials Science*, vol. 39, pp. 6399-6420, 2004
- [57] C. Leyens and M. Peters, *Titanium and Titanium Alloys. Fundamentals and Applications*. Köln, Germany, Wiley-VCH, pp. 1-497, 2003

- [58] A. Bose and W. B. Eisen, *Hot Consolidation of Powders & Particulates*. Princeton, USA, Metal Powder Industries Federation, pp. 1-88, 2003
- [59] K. T. Kim and H. C. Yang, "Densification Behavior of Titanium Alloy Powder during Hot Pressing", *Materials Science and Engineering A*, vol. 313, pp. 46-52, 2001
- [60] H.I.Olmos. Observación morfológica de la infiltración de zirconia en aluminio conformado por pulvimetalurgia. Rev enlace químico nº8. 2007; 3
- [61] R. M. German, *Powder Metallurgy of Iron and Steel*, John Wiley & Sons, Inc.1998
- [62] Bolzoni, L. Tesis: Diseño y procesado de Aleaciones de Titanio mediante Técnicas Pulvimetalúrgicas Avanzadas. Universidad Carlos III de Madrid.
- [63] V.A.R. Henriques y C.R.Moreira da Silva, *Key Engin. Mater.*, 189-191, 2001, pp. 443-448.
- [64] F.H. Froes, D. Eliezer y H.G. Nelson, "Hydrogen Effects in Materials", organizado por TMS, Jackson Lake, 1994, Ed. A.W. Thompson y N.R. Moody, 1996, pp. 719-733.
- [65] Mikell P. Groover "Fundamentos de manufactura moderna: materiales, procesos y sistemas" pág. 441
- [66] OO/UC3M/47- Diseño y fabricación de aleaciones maestras para la activación de la sinterización de piezas sinterizadas de altas prestaciones
- [67] MPIF Standard 10, Tension Tests Specimens for Pressed and Sintered Metal Powders: Metal Powder Industries Federation. 1963.
- [68] L. Bolzoni, P.G. Esteban, E.M. Ruiz-Navas, E. Gordo. Mechanical Behaviour of Pressed and Sintered Titanium Alloys Obtained from Master Alloy Addition Powders. *J. of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials* 15 (2012) 33-45.



[69] Elices, M. Mecánica de la Fractura Aplicada a Sólidos Elásticos Bidimensionales. Ed. Servicio de Publicaciones de la E.T.S.I. de Caminos, Canales y Puertos (1995).

[70] Pastor, J.Y., Guinea, G.V., Planas, J. y Elices., Nueva expresión del factor de intensidad de tensiones para la probeta de flexión en tres puntos. Anales de mecánica de la fractura, 12, 85-91, 1995

[71] ASM Handbook Committee ASM Handbook vol 2:Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials 1992 pp 1793-1859

[72] Kazutaka F, Akinori O, Nobuyuki N, Yoshihiko Y, Hisamichi K, Akihisa I. Effects of loading rates, notch root radius and specimen thickness on fracture toughness in bulk metallic glasses. Journal of Alloys and Compounds Volumes 434–435, 31 May 2007, Pages 22–27.